

**Фізико-технологічний інститут металів та сплавів
Національна академія наук України
Національний технічний університет України
“Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського”
Міністерство освіти і науки України**

**Кваліфікаційна наукова
праця на правах рукопису**

**РЕЙНТАЛЬ
Олена Олександрівна**

УДК 669-154:532.584:532.695:535.2

**ДИСЕРТАЦІЯ
ПРОЦЕСИ ФОРМУВАННЯ СУСПЕНЗІЙНИХ ТА ЕМУЛЬСІЙНИХ
РОЗПЛАВІВ ПРИ ВВЕДЕННІ ДИСПЕРСІЙНИХ ЧАСТИНОК ПІД
ДІЄЮ ЛАЗЕРНОГО ВИПРОМІНЮВАННЯ**

Спеціальність 05.03.07 - Процеси фізико-технічної обробки

Подається на здобуття наукового ступеня кандидата технічних наук
Дисертація містить результати власних досліджень. Використання ідей,
результатів і текстів інших авторів мають посилання на відповідне
джерело

**Науковий керівник
Лихошва Валерій Петрович
доктор технічних наук, професор**

Київ – 2021

АНОТАЦІЯ

Рейнталь О. О. «Процеси формування суспензійних та емульсійних розплавів при введенні дисперсійних частинок під дією лазерного випромінювання». – Кваліфікаційна наукова робота на правах рукопису.

Дисертація на здобуття наукового ступеня кандидата технічних наук за спеціальністю 05.03.07 - Процеси фізико-технічної обробки. – Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України; Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського», МОН України, Київ, 2021.

В дисертаційній роботі вирішена актуальна наукова задача створення нового методу формування литих металевих дисперсійно-зміцнених композиційних матеріалів шляхом формування суспензійних та емульсійних розплавів керованим введенням у металеву матрицю кольорових розплавів металевих та керамічних частинок у газолазерному потоці.

Розроблено технологічне обладнання для подачі дисперсійного матеріалу в зону обробки лазерним променем, що є універсальним для таких процесів обробки матеріалів, як лазерне легування, напилення, наплавлення, отримання композитів.

Встановлено закономірності формування газолазерних потоків у пристроях для їхньої подачі та фокусування в залежності від конструкційних параметрів дозуючих пристроїв.

Виявлено параметри газопорошкового матеріалу, які впливають на утворення турбулентних течій у фурмах. Встановлено, що зменшення турбулентності можна домогтися збільшенням діаметра вихідного каналу фурми, а збільшення інших параметрів (діаметру частинок, їх густини) призводить до посилення наявної турбулентності газових вихрів, що спричиняє уповільнення частинок в цих зонах, їх перегрів та скупчення на стінках пристрою.

Запропоновано універсальний параметр стану газо порошкового потоку – миттєва об'ємна концентрація порошкового матеріалу, який характеризує розподіл частинок у перерізі двофазного потоку. Газолазерні фурми із внутрішнім формуванням потоків утворюють більш концентровані газопорошкові потоки, ніж ті, що подаються на їх вхід; фурми із зовнішнім фокусуванням потоків сприяють більшому розсіюванню дисперсійного матеріалу.

Запропоновано спосіб визначення граничного значення миттєвої об'ємної концентрації частинок в газовому потоці, при якому лазерне випромінювання йде тільки на нагрівання дисперсної фази і не витрачається на нагрівання розплаву.

Встановлено залежність кількості лазерної енергії, яка витрачається на нагрівання частинок, від запиленості газопорошкового потоку (значення миттєвої об'ємної концентрації) та визначено перерозподіл енергії лазерного випромінювання між складовими композиту (металевої матриці та дисперсійного матеріалу) з урахуванням теплових втрат на нагрівання технологічного обладнання.

Апробовані методи подачі дисперсійного матеріалу у розплав, визначені значення швидкостей сформованих газових потоків та глибин газових каверн, які утворюються при подачі потоків як на поверхню розплаву, так і шляхом заглиблення фурм у розплав.

Сформульовані технологічні рекомендації щодо застосування методів формування суспензій/емульсій на основі алюмінієвих та мідних сплавів з введенням керамічних та металічних частинок.

Визначено, що введення як металевих, так і неметалевих частинок у кольорові розплави з початковими швидкостями у межах 5..25 м/с не призводить до суттєвого занурення частинок у розплав. Подальша поведінка дисперсійних частинок залежить від їх фізичних властивостей (їх розміру, відношення густин матеріалів розплаву і частинки) та поверхневих сил.

Встановлено, що при подачі неметалевих частинок у алюмінієві сплави внаслідок їх осадження у розплаві можлива їх подача як на дзеркало розплаву, так і за допомогою заглиблення газолазерної фурми у рідку матрицю. При формуванні композиційного матеріалу на основі мідних сплавів із металевими частинками необхідне використання методу заглиблення фурм у розплав, оскільки металеві частинки спливають у поверхневі шари розплаву. Встановлено, що оптимальні значення заглиблення фурми становлять 15..20 мм.

Виявлено, що глибинна газолазерна обробка алюмінієвого сплаву АК12М2МгН призводить до подрібнення структури та більш рівномірного її розподілу, спостерігається істотне пригнічення росту дендритів основної фази та збільшенню розмірів складових евтектики. Зміна фазового складу основної та інших складових фаз виражена у підвищенні вмісту кремнію, марганцю, міді та цинку в основній фазі, що позначається на підвищенні твердості сплаву в 1,3 рази у порівнянні із необробленим сплавом.

Введення неметалевих частинок Al_2O_3 , Fe_3O_4 , TiC і FeS у розплав алюмінієвого сплаву АК12М2МгН шляхом механічного замішування також сприяє подрібненню початкової структури. Додаткове опромінення отриманого матеріалу лазерним випромінюванням спричиняє ще більше подрібнення структури, впливає на дисперсійні частинки, підплавляє їх поверхневий шар, інтенсифікує процеси перемішування розплаву, дифузії та масопереносу у рідкому металі та сприяє взаємодії дисперсійної фази з металевою матрицею, їх рівномірному розподіленню в металевій матриці, внаслідок чого змінюється структурно-фазовий стан матеріалу.

Встановлено, що дія лазерного випромінювання обмежена деяким поверхневим шаром, де відбуваються процеси оплавлення частинок, дифузії та масопереносу. При введенні тугоплавких частинок Al_2O_3 на дзеркало алюмінієвого сплаву АК12М2МгН підвищується в'язкість розплаву, глибинного занурення частинок у розплав досягти не вдається. Введення частинок Fe_3O_4 у алюмінієвий розплав АК12М2МгН істотно не змінює його

структуру за основними складовими. Дія лазерного випромінювання обумовлює зміну форми включень (з грубої та пластинчастої у верхній частині злитку на більш округлу у середній частині), зменшення розмірів та більш рівномірний їх розподіл.

При введенні неметалевих частинок Fe_3O_4 в розплав АК12М2МГН через заглиблену фурму за відсутності лазерного випромінювання включення розташовуються в основному групами або поодинокі по межах зерен алюмінію, утворюючи видиме розширення границь зерен, а в окремих місцях - мікротріщини. При введенні неметалевих частинок через заглиблену фурму з використанням лазерного випромінювання розподіл включень в структурі сплаву рівномірний.

Застосування методу заглиблення фурми у розплав сприяє більш рівномірному розподілу дисперсійної складової у всьому об'ємі металу. При введенні частинок зі сталі марки 09Х18 у розплави міді та бронзи ОЦС 3-8-6 отримано рівномірний розподіл частинок по всьому об'єму злитка за винятком бічних шарів товщиною 2-3 мм, де відбувається охолодження сплаву, підвищення його в'язкості, внаслідок чого виникає недостатнє перемішування розплаву біля стінок тиглю.

Отримано нові композиційні матеріали на основі алюмінієвого сплаву АК12М2МГН з неметалевими включеннями Fe_3O_4 , Al_2O_3 , TiC та FeS та композити на основі міді та бронзи ОЦС 3-8-6 з включеннями зі сталі марки 09Х18.

Композиційний матеріал на основі бронзи ОЦС 3-8-6 з введеними частинками зі сталі марки 09Х18, отриманий шляхом глибинної газолазерної обробки, має підвищені властивості зношування (зменшення зносу порівняно із зразками із бронзи ОЦС 3-8-6 та сталі марки 09Х18) та твердості (перевищує твердість сталі марки 09Х18 у 1,2 рази та у 2,6 разів перевищує значення твердості бронзи ОЦС 3-8-6).

Ключові слова: металевий композиційний матеріал, дисперсійно-зміцнений, дисперсійна частинка, газолазерний потік, лазерна обробка, газова каверна, газолазерна фурма, миттєва об'ємна концентрація.

ABSTRACT

Reintal O. O. "Processes of formation of suspension and emulsion melts at introduction of dispersion particles under the action of laser radiation. - Qualifying scientific work on the rights of manuscripts.

Thesis for the degree of a candidate of technical sciences in specialty 05.03.07 - Processes of physical and technical processing – Physico-Technological Institute of Metals and Alloys of the National Academy of Sciences of Ukraine; National Technical University of Ukraine "Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute", Ministry of Education and Science of Ukraine, Kyiv, 2021.

In the dissertation work the actual scientific task of creating a new method for the formation of cast metal dispersion-strengthened composite materials was solved by the formation of suspension and emulsion melts by controlling the introduction of metallic matrix of colored melts of metal and ceramic particles in the gas-laser flow.

The technological equipment for supplying the dispersion material to the laser beam processing zone is developed, which is universal for such processes of materials processing, as laser doping, spraying, surfacing, and obtaining composites.

The regularities of formation of gas-laser flows in devices for their feeding and focusing, depending on the structural parameters of dosing devices, are established.

The parameters of the gas-powder material influencing the formation of turbulent currents in the tuyeres have been revealed. It was established that reduction of turbulence can be achieved by increasing the diameter of the output channel of the tuyere, and the increase of other parameters (diameter of the particles, their density) leads to an increase in the turbulence of gas vortices, which

causes the deceleration of particles in these zones, their overheating and accumulation on the walls of the device.

The universal parameter of the gas - powder flow state is proposed - the instantaneous concentration of powder material, which characterizes the distribution of particles in the section of the two - phase flow. Gas-laser tuyeres with internal formation of streams form more concentrated gas-flow streams than those applied to their input; the tuyeres with external focusing of the flow contribute to the greater dispersion of the dispersion material.

The method of determining the limit value of the volumetric concentration of particles in a gas stream is proposed, in which laser radiation proceeds only to heat the dispersed phase and does not spend on heating the melt.

The dependence of the amount of laser energy consumed on the heating of particles, the dustiness of the gas flux (instantaneous concentration value) and the redistribution of laser radiation energy between the components of the composite (metal matrix and dispersion material) is determined, taking into account heat losses for the heating of technological equipment.

Proven methods of supplying the dispersion material in the melt, the values of the velocities of the formed gas streams and the depths of the gas caverns, which are formed when the flows are filing both to the surface of the melt, and by the deepening of the tuyeres in the melt, are determined.

The technological recommendations for application of methods of forming suspensions / emulsions on the basis of aluminum and copper alloys with the introduction of ceramic and metal particles are formulated.

It is determined that the introduction of both metallic and nonmetallic particles into colored melts with initial velocities within the limits of 5..25 m/s does not lead to significant immersion of particles in the melt. Further behavior of dispersion particles depends on their physical properties (their size, the ratio of the densities of the materials of the melt and particles) and surface forces.

It is established that when filing non-metallic particles into aluminum alloys due to their deposition in the melt it is possible to filing them both on the mirror of

the melt and by means of the gas-laser tuyere penetration into the liquid matrix. When forming a composite material on the basis of copper alloys with metal particles, it is necessary to use the method of the penetration of the tuyeres in the melt, since the metal particles fall into the surface layers of the melt. It is established that the optimum values of the penetration of the tuyere are 15 .. 20 mm.

It has been established that the deep gas-laser treatment of aluminum alloy AK12M2MgN leads to the grinding of the structure and a more even distribution of it, there is a significant inhibition of the growth of dendrites of the main phase and an increase in the size of the components of the eutectic. The change in the phase composition of the main and other constituent phases is expressed in an increase in the content of silicon, manganese, copper and zinc in the main phase, which affects the increase of the microhardness of the alloy by 1.3 times compared to the untreated alloy.

The introduction of non-metal particles of Al_2O_3 , Fe_3O_4 , TiC and FeS into the melt of aluminum alloy AK12M2MgN by mechanical kneading also contributes to the grinding of the initial structure. Additional irradiation of the material obtained by laser radiation results in even more grinding of the structure, affects the dispersion particles, floats their surface layer, intensifies the processes of mixing the melt, diffusion and mass transfer in the liquid metal, and facilitates the interaction of the dispersion phase with the metal matrix, their uniform distribution in the metal matrix, as a result what changes the structural-phase state of the material.

It is established that the action of laser radiation is limited by some surface layer, where the processes of melting of particles, diffusion and mass transfer occur. When introducing refractory Al_2O_3 particles into the mirror aluminum alloy AK12M2MgN the viscosity of the melt increases, deep immersion of particles in the melt can not be achieved. The introduction of Fe_3O_4 particles into an aluminum melt AK12M2MgN does not substantially alter its structure by its main constituents. The action of laser radiation causes the change in the form of

inclusions (from the coarse and lamellar in the upper part of the ingot to a more rounded in the middle part), reducing the size and more even distribution.

When introducing non-metallic particles of Fe_3O_4 into the AK12M2MgN melt through a deep tuyere in the absence of laser radiation, inclusions are located mainly in groups or individually along the limits of the grain of aluminum, forming a visible expansion of the grain boundary, and in some places, microcracks. When introducing non-metallic particles through a deep-hinged tuyere using laser radiation, the distribution of inclusions in the alloy structure is uniform.

Application of the method of deepening the tuyere in the melt contributes to a more even distribution of the dispersion component throughout the volume of the metal. When introducing particles of steel of the brand 09X18 in the melt of copper and bronze of TZL 3-8-6 uniform distribution of particles along the entire ingot volume is obtained, except for side layers of thickness 2-3 mm, where the cooling of the alloy occurs, increasing its viscosity, due to which results in insufficient mixing of the melt near the crucible walls.

New composite materials on the basis of aluminum alloy AK12M2MgN with nonmetallic inclusions of Fe_3O_4 , Al_2O_3 , TiC and FeS and composites on the basis of copper and bronze TZL 3-8-6 with steel inclusions of the brand 09X18 were obtained.

Composite material on the basis of bronze TZL 3-8-6 with introduced particles of steel of the brand 09X18, obtained by deep gas laser treatment, has increased wear properties (reduction of wear compared with samples from bronze TZL 3-8-6 and steel grades 09X18) and hardness (exceeding the hardness of the steel of the brand 09X18 by 1.2 times and 2.6 times exceeding the value of the hardness of the bronze TZL 3-8-6).

Key words: metal composite material, dispersion-hardened, dispersion particle, gas laser flow, laser treatment, gas cavity, gas-laser tuyere, instantaneous volume concentration.

Список публікацій здобувача за темою дисертації:

1. Лихошва В.П., Марковский Е.А., Рейнталь Е. А. Лазерное облучение металлических расплавов // Металл и литье Украины. – 2007. - № 11-12. – С. 24-26.
2. Лихошва В. П., Найдек В. Л., Рейнталь Е. А., Шатрава А. П., Бондарь Л. А. Моделирование процессов формирования суспензионных расплавов // Процессы литья. – 2009. – №3. - С. 11-14.
3. Лихошва В. П., Найдек В. Л., Рейнталь Е. А., Шатрава А. П., Бондарь Л. А., Самотугин С. С. Теплообмен в системе взаимодействия двухфазного газолазерного потока с мишенью // Процессы литья. – 2009. - №4. – С 63 – 68.
4. Найдек В. Л., Лихошва В. П., Рейнталь Е. А., Кирчу Ф. И., Шатрава А. П., Бондарь Л. А., Сердобольская В. П., Тимошенко А. Н. Распределение дисперсных частиц в двухфазном газолазерном потоке // Металл и литье Украины. – 2009. - №№ 11, 12. – С. 4-7.
5. Лихошва В. П., Рейнталь Е. А., Кирчу Ф. И., Шатрава А. П., Бондарь Л. А., Тимошенко А. Н. Моделирование газолазерных потоков при создании оборудования для нагрева дисперсных материалов // Металл и литье Украины. – 2009. - №№ 11, 12. – С. 77-81.
6. Лихошва В. П., Рейнталь Е. А., Бондарь Л. А., Тимошенко А. Н., Угрин Л. Е. Воздействие газовых потоков, подаваемых с помощью фурмы, на жидкие среды // Процессы литья. – 2010.- № 6.- С.64-71.
7. Рейнталь Е.А., Лихошва В.П., Савин В.В., Бондарь Л.А., Тимошенко А.Н., Надашкевич Р.С. Изменение газовой каверны при погружении фурм различных конструкций в жидкие среды // Процессы литья. – 2011.- № 3.- С.14-23.
8. Лихошва В.П., Тимошенко А.Н., Рейнталь Е.А., Бондарь Л.А. Форма свободной поверхности жидкости в реакторах смешения в условиях наложения механического и пневматического воздействия // Процессы литья. – 2012.- № 5.- С.25-32.

9. Лихошва В.П., Рейнталь Е.А., Бондарь Л.А., Тимошенко А.Н. Моделирование динамики движения частицы на границе газ-жидкость и в жидких средах // Процессы литья. – 2012. – №6. – С. 65-71.

10. Лихошва В.П., Тимошенко А.Н., Рейнталь Е.А., Бондарь Л.А. Новые гибридные методы формирования суспензионных расплавов в литейном производстве с применением лазерной обработки // Заготовительные производства в машиностроении. - 2014. – № 3. – С.3 – 8.

11. Лихошва В.П., Рейнталь Е.А., Бондарь Л.А. Воздействие заглубленного газового потока на металлические расплавы // Заготовительные производства в машиностроении. - 2014. – № 7. – С.3 – 6.

12. Savin V.V., Reintal E. A., Likhoshva V.P., Timoshenko A. N., Osadchy A.V., Savina L.A. Mathematical modelling of continuous laser welding and local heat treatment of welded pipes of stainless and heat-resistant chromium-nickel steels // Beam Technologies and Laser Application. - IOP Conf. Series: Journal of Physics: Conf. Series 1109 (2018) 012003 (8P) doi:10.1088/1742-6596/1109/1/012003.

13. Рейнталь О. О Лихошва В.П., Тимошенко А.Н., Клименко Л. М. Литі композиційні матеріали на основі мідних сплавів // Метал та лиття України. – 2020. - №3. – С. 30-35.

14. Рейнталь Е. А., Бондарь Л. А. Моделирование процессов формирования суспензионных расплавов под воздействием лазерного излучения // Тезисы международной научно-технической конференции «Материалы и механизмы морского транспорта. Методы исследования и упрочнения. Технология производства». Украинский морской институт. – Севастополь, 26-29 августа 2008. – С. 100-102.

15. Лихошва В. П., Рейнталь Е. А. Фурмы для заглубления газолазерных и газопорошковых струй в жидкость // Тезисы международной научно-технической конференции «Перспективные материалы, покрытия и технологии. Предельные состояния элементов конструкций». – Севастополь, 25-28 августа 2010. – С.6 – 10.

16. Шатрава А. П., Лихошва В. П., Рейнталь Е. А., Бондарь Л. А. Некоторые особенности прогнозирования параметров упрочненных слоев при лазерной обработке рабочих органов дробильно-размольных машин // Материалы VII Международной научно-практической конференции «Литье-2011». – Запорожье, 2011. - Том 1.- С.219-220.

17. Рейнталь Е. А. Фокусировка газопорошковых потоков в лазерных фурмах // Тезисы международной научно-технической конференции «Перспективные материалы, покрытия и технологии. Предельные состояния элементов конструкций». – Севастополь, 25-28 августа 2011. – С. 49 – 52.

18. Рейнталь Е. А., Лихошва В. П., Бондарь Л. А. Оценка глубины формирования композиционного слоя на основе металлических суспензий // Тезисы международной научно-практической конференции-выставки «Литейное производство: технологии, материалы, оборудование, экономика и экология». – Киев, 12-14 декабря 2011. – С.232 – 234.

19. Лихошва В.П., Афтанділянц Є.Г., Рейнталь О.О., Надашкевич Р.С., Тимошенко А.М., Головки Л.Ф., Шатрава О.П. Спосіб отримання композиційних матеріалів. Патент на корисну модель UA № 72692, МПК C22C1/02 (2006.01), 2012.

20. Лихошва В. П., Афтанділянц Є. Г., Рейнталь О. О., Тимошенко А. М., Головки Л. Ф. Пристрій для лазерної обробки. Патент на корисну модель UA № 79754, МПК B23K 26/14 (2006.01), B22D19/00, 2013.

21. Лихошва В. П., Афтанділянц Є. Г., Рейнталь О. О., Тимошенко А. М., Головки Л. Ф. Пристрій для отримання композиційних матеріалів. Патент на корисну модель UA № 81108, МПК B22D19/00, B22D19/14 (2006.01), 2013.

22. Лихошва В. П., Афтанділянц Є. Г., Рейнталь О. О., Тимошенко А. М., Головки Л. Ф. Спосіб отримання композиційних матеріалів. Патент на корисну модель UA № 82839, МПК B22D19/14 (2006.01), C22C1/02, 2013.

ЗМІСТ	
ВСТУП.....	16
РОЗДІЛ 1 СУЧАСНИЙ СТАН ДОСЛІДЖУВАНОВОГО ПИТАННЯ, АНАЛІЗ МЕТОДІВ ОТРИМАННЯ КОМПОЗИЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ ТА ВИКОРИСТАННЯ ВИСОКОКОНЦЕНТРОВАНИХ ДЖЕРЕЛ ЕНЕРГІЇ В ТЕХНОЛОГІЇ ЇХ ОТРИМАННЯ.....	22
1.1. Композиційні матеріали.....	22
1.2. Методи отримання дисперсійно-зміцнених композитів: переваги і недоліки	25
1.3. Застосування висококонцентрованих джерел енергії в технології отримання композитів	30
1.4. Пристрої та способи подачі порошкових матеріалів.....	31
1.5. Постановка задач досліджень	34
ВИСНОВКИ ДО РОЗДІЛУ 1	36
РОЗДІЛ 2 МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕНЬ, МАТЕРІАЛИ ТА ОБЛАДНАННЯ.....	37
2.1. Вибір матеріалів	37
2.2.1. Лазерна установка	38
2.2.2. Газолазерні фурми.....	39
2.3. Методика проведення експериментальних досліджень процесу взаємодії газопорошкових потоків з рідкою матрицею	42
2.4. Загальна методика проведення розрахунково-теоретичного аналізу процесу формування суспензійного матеріалу	43
2.4.1. Загальна методика розрахунків газо- і гідродинамічних параметрів.....	45
2.4.1.1. Методика розрахунків газодинамічних параметрів однофазних систем	45
2.4.1.2. Методика розрахунків параметрів двофазних систем газ/рідка фаза.....	47
2.4.1.3. Моделювання двофазної течії газ/тверда дисперсна фаза.	48

2.4.2. Методика проведення розрахунків параметрів руху дисперсної частинки при її подачі у розплав.....	49
2.5. Методика дослідження структури композиційних матеріалів	52
2.5.1. Металографічний аналіз	52
2.5.2. Статистичний метод оцінки кількісних і якісних параметрів включень в розплаві.....	52
2.5.3. Методика вимірювання мікротвердості.....	53
ВИСНОВКИ ДО РОЗДІЛУ 2.....	55
РОЗДІЛ 3 РОЗРАХУНКОВО-ТЕОРЕТИЧНІ ДОСЛІДЖЕННЯ	
ПРОЦЕСУ ФОРМУВАННЯ СУСПЕНІЙНИХ (ЕМУЛЬСІЙНИХ)	
РОЗПЛАВІВ ІЗ ЗАСТОСУВАННЯМ ЛАЗЕРНОГО ВИПРОМІНЮВАННЯ	
3.1. Вплив дисперсної фази на характер газової течії у фурмах.....	56
3.2. Формування сфокусованих газопорошкових потоків за допомогою різних фурм	61
3.3. Формування каверн газовими і газолазерними потоками.....	69
3.4. Оцінка часу та глибини занурення металевих та керамічних частинок у алюмінієвих та мідних розплавах	79
3.5. Нагрівання дисперсної складової в умовах різної запиленості газового потоку	87
ВИСНОВКИ ДО РОЗДІЛУ 3.....	93
РОЗДІЛ 4 ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНІ ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ	
ЛАЗЕРНОГО ВИПРОМІНЮВАННЯ НА РОЗПЛАВИ ТА ДИСПЕРСІЙНУ	
ФАЗУ	
4.1. Вплив глибинної газолазерної обробки на структуру розплавів	94
4.2. Дослідження впливу лазерного опромінення на структурні зміни в композитах, отриманих методом механічного замішування.....	95
4.3. Формування композиційних матеріалів з використанням незаглиблених фурм.....	99
4.4. Отримання литих композитів методом глибинної газолазерної обробки	104
ВИСНОВКИ ДО РОЗДІЛУ 4.....	113

ЗАГАЛЬНІ ВИСНОВКИ.....	114
СПИСОК ВИКОРИСТАНОЇ ЛІТЕРАТУРИ.....	117
ДОДАТОК 1	128

ВСТУП

Актуальність теми

Однією з найбільш важливих завдань машинобудування є підвищення міцносних властивостей конструкційних матеріалів. Традиційні методи металознавства дозволяють істотно підвищити міцність металів і сплавів шляхом легування і термомеханічної обробки. Однак ці методи не дають можливості змінити модуль пружності високоміцного матеріалу. Значно розширити експлуатаційні можливості деталей і механізмів дозволяє створення нових матеріалів, які представляють собою композиції з м'якої матриці з розподіленою в ній високоміцною дисперсною фазою. Завдяки величезній номенклатурі матеріалів і можливості комбінування об'ємного вмісту компонентів, залежно від призначення, можливе отримання композитів (КМ) з високими значеннями міцності, жароміцності, модуля пружності, абразивної стійкості і іншими спеціальними властивостями.

На відміну від волокнистих і інших видів КМ перевагою дисперсійно-зміцнених композитів в тому, що зміцнення металевої матриці дисперсійними частинками має бути рівномірним. Такі матеріали відрізняються ізотропністю властивостей. До того ж, зазвичай, не потрібно великого процентного вмісту армуючої фази - оптимальний її зміст для різних металів не є однаковим, але не перевищує 5..10 об. %. Дисперсійно-зміцнені композиційні матеріали можуть бути отримані на основі більшості застосовуваних в техніці металів і сплавів.

Серед великої різноманітності методів отримання дисперсійно-зміцнених композитів рідиннофазні методи мають ряд істотних переваг, головні з яких: можливість отримання виробів складної геометрії з мінімальною наступною обробкою виробу або без неї, висока продуктивність і можливість механізації, реалізація безперервних технологічних процесів. Для отримання рівномірного розподілу дисперсійного матеріалу в розплаві особливий інтерес представляє собою спосіб створення композиційних

матеріалів з рідкофазного стану шляхом формування суспензійних і емульсійних розплавів при введенні армуючої складової під дією лазерного випромінювання. Досвід, накопичений дослідниками в цій галузі, показує, що можливості застосування композиційних матеріалів розкриті не повністю, а технологія їх виробництва вимагає подальшого вдосконалення.

Зв'язок роботи з науковими програмами, планами, темами.

Дисертаційна робота виконана у Фізико-технологічному інституті НАН України в рамках Державних науково-технічних програм «Дослідження процесів газореагентної взаємодії компонентів в розплаві при концентрованому нагріванні та рідиннофазному відновленні металів з низькосортної шихти і техногенних відходів» (№ ДР 0108U004471, 2008-2010 рр.); «Розробка методів одержання та дослідження закономірностей формування багатошарових виробів на основі ливарних технологій і висококонцентрованих джерел енергії» (№ ДР 0111U000081, 2011-2013 рр.); «Дослідження особливостей формування багатошарових виробів на основі ливарних методів та фізико-хімічної обробки, в тому числі з композиційними шарами при різних методах їх одержання» (№ ДР 0112U001231, 2012-2016 рр.); «Розробка науково-технологічних основ отримання багатокомпонентних і композиційних сплавів і виробів з них на основі ливарних процесів з використанням концентрованих джерел енергії» (№ ДР 0214U002121, 2014-2016 рр.); «Створення науково-технічних засад одержання композиційних матеріалів та багатошарових виробів з використанням високотемпературних та електромагнітних дій на метал» (№ ДР 0117U002602, 2017-2019 рр.).

Мета роботи - дослідження процесу формування дисперсійно-зміцнених композиційних матеріалів на основі суспензійних та/або емульсійних розплавів із застосуванням лазерного випромінювання.

Для досягнення мети були поставлені такі **задачі**:

1. Провести огляд існуючих способів формування дисперсійно-зміцнених композитів та застосування висококонцентрованих джерел енергії в технології їх отримання.

2. Розробити нові методи отримання композиційних матеріалів на основі ливарних процесів із застосуванням висококонцентрованих джерел енергії.

3. Дослідити газодинамічні та теплофізичні процеси формування двофазного газолазерного потоку в умовах зміни його параметрів. Визначити траєкторії руху і стан його складових до взаємодії з металевим розплавом.

4. Дослідити взаємодію газолазерного двофазного потоку з металевим розплавом та поведінку частинок в умовах руху на границі газ – рідка фаза та в розплаві з урахуванням деформаційних навантажень.

5. Провести експериментальні та теоретичні дослідження впливу технологічних, геометричних та теплофізичних параметрів газу – порошкового потоку і лазерного випромінювання на процес формування суспензії/емульсії.

6. Розробити технологію отримання литих композиційних матеріалів на основі суспензійних і емульсійних розплавів. Дослідити структуру та фізико – механічні властивості отриманих композитів.

Об'єкт дослідження - спосіб формування литих композиційних матеріалів на основі суспензійних та/або емульсійних розплавів.

Предмет дослідження - процеси теплового, газо- і гідродинамічної взаємодії газолазерного потоку, розплаву та дисперсної фази.

Методи дослідження. При вирішенні поставлених задач застосовувались такі методи: аналіз сучасних наукових видань, присвячених методам та способам отримання дисперсійно-зміцнених композиційних матеріалів; методи математичного моделювання із застосуванням залежностей теорій гідро- , газодинаміки та теплообміну; при дослідженні структури композитів – якісний рентгенівський фазовий аналіз, металографічний аналіз; метод вимірювання мікротвердості; статистичні методи оцінки розмірів та кількісного вмісту дисперсної складової в композиті.

Наукова новизна одержаних результатів:

- Вперше розроблено метод отримання дисперсійно – зміцненого литого композиційного матеріалу регульованим введенням у розплав нагрітих у газо – лазерному потоці металевих та неметалевих частинок формуванням суспензійного або емульсійного розплаву з наступним його охолодженням.
- Вперше запропоновано універсальний параметр стану газо – порошкового потоку – миттєва об’ємна концентрація порошкового матеріалу, яка характеризує розподіл частинок у перерізі двофазного потоку. У потоках із сфокусованою геометрією максимум його значень знаходиться у перетяжці газопорошкового потоку, що дозволяє використовувати дану функцію для його аналітичного визначення.
- Встановлено величину занурення частинок у кольорові розплави на основі міді та алюмінію при їхній початковій швидкості 5 – 25 м/с. Враховуючи поперечне або поздовжнє деформування частинок при їх зіткненні з розплавом, величину занурення або спливання частинок в залежності від їх розміру, відношення густин матеріалів розплаву і частинки та поверхневих сил, сформульовані гідродинамічні та технологічні умови формування суспензій/емульсій.
- Визначено, що дія лазерного випромінювання на частинки та поверхню розплаву сприяє підвищенню взаємодії частинок з рідким металом, при цьому одночасно викликає структурні зміни у розплаві (подрібнення структури, посилення міжфазної взаємодії, розпад або утворення нових фаз, інтенсифікацію дифузійних та масо переносних процесів).

Практичне значення одержаних результатів роботи:

1. Розроблено технологічне обладнання для подачі дисперсійного матеріалу в зону обробки лазерним променем, що є універсальним для таких процесів обробки матеріалів, як лазерне наплавлення, 3D-прототипування, напилення, отримання композитів.

2. Визначені режими лазерного нагріву частинок за умов різної запиленості газопорошкового потоку.

3. Отримані нові композиційні матеріали на основі алюмінієвого сплаву АК12М2МГН з неметалевими включеннями Fe_3O_4 , Al_2O_3 , TiC та FeS та композити на основі міді та бронзи ОЦС 3-8-6 з включеннями зі сталі марки 09Х18.

Особистий внесок здобувача.

В дисертаційній роботі вклад автора полягає у обґрунтуванні мети роботи та постановці задач досліджень, розробці методики та плануванні експериментів; проведенні математичного моделювання стадій формування суспензійних і емульсійних розплавів [74, 75, 85-90]; обробці, аналізі та узагальненні результатів досліджень; розробці рекомендацій по раціональним режимам технологічного процесу. Спільно у співавторстві автор брав участь у розробці технологічного обладнання [72, 74-76, 84, 87, 96] та способу отримання литих дисперсійно-зміцнених композитів під дією лазерного випромінювання [40, 41, 71, 73, 86]; дослідженні впливу дії лазерного випромінювання на сплави у рідкому, рідко-твердому та твердому стані [50, 56, 57]; проведенні експериментальних та теоретичних досліджень отримання литих композиційних матеріалів [41, 84, 86, 91, 92, 96, 101].

Апробація результатів дисертації.

Основні положення і результати дисертаційної роботи доповідалися на міжнародних науково-технічних конференціях: «Материалы и механизмы морского транспорта. Методы исследования и упрочнения. Технология производства» (Севастополь, 2008 р.); «Перспективные материалы, покрытия и технологии. Предельные состояния элементов конструкций» (Севастополь, 2010 р.); «Литье-2011» (Запоріжжя, 2011 р.); «Перспективные материалы, покрытия и технологии. Предельные состояния элементов конструкций» (Севастополь, 2011 р.); «Литейное производство: технологии, материалы, оборудование, экономика и экология» (Київ, 2011 р.).

Публікації. За матеріалами дисертації опубліковано 22 наукові праці, у тому числі, 13 статей у наукових фахових виданнях (з яких 2 статті у виданні іноземної держави та 1 стаття у іноземному виданні, яка входить до наукометричної бази даних Scopus), 4 патенти України на корисну модель, 5 тез доповідей в збірниках матеріалів конференцій.

Структура й об'єм роботи. Дисертаційна робота складається із вступу, чотирьох розділів, загальних висновків, списку використаних джерел і додатків. Основна частина дисертації представлена на 116 сторінках тексту і містить 43 рисунки та 13 таблиць. Загальний об'єм дисертації становить 131 сторінку, у тому числі список використаних джерел із 101 найменування на 11 сторінках та 1 додаток на 4 сторінках.

РОЗДІЛ 1 СУЧАСНИЙ СТАН ДОСЛІДЖУВАНОВОГО ПИТАННЯ, АНАЛІЗ МЕТОДІВ ОТРИМАННЯ КОМПОЗИЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ ТА ВИКОРИСТАННЯ ВИСОКОКОНЦЕНТРОВАНИХ ДЖЕРЕЛ ЕНЕРГІЇ В ТЕХНОЛОГІЇ ЇХ ОТРИМАННЯ

1.1. Композиційні матеріали

Важливою характеристикою багатьох конструкційних матеріалів є їх міцність. У зв'язку з цим, одне з найважливіших завдань машинобудування полягає у зміцненні існуючих матеріалів або у створенні нових із необхідними експлуатаційними властивостями. Відомо, що із зростанням міцності відбувається різке зменшення пластичності матеріалу, що збільшує ймовірність його крихкого руйнування. Таке протиріччя сильно обмежує використання високоміцних матеріалів в якості конструкційних [1]. Застосування таких методів, як легування та термомеханічна обробка істотно впливають на міцність матеріалів, але не мають змоги збільшити модуль пружності [2].

Створення нових матеріалів, що представляють собою композицію з металевої матриці з рівномірно розподіленою в ній дисперсійною складовою можуть вирішити питання розширення експлуатаційних властивостей деталей і механізмів.

Складові композиційного матеріалу, взаємно нерозчинні і розділені чітко вираженою границею та відрізняються за хімічним складом і фізико-механічними властивостями, надають композиту необхідних нових властивостей, якими не володіє кожен із компонентів окремо. Завдяки цьому експлуатаційні властивості композиційних матеріалів відрізняються унікальністю – їх неможливо отримати при застосуванні моно матеріалів [2]. Перевага композиційних матеріалів над звичайними сплавами також полягає у тому, що вони відрізняються більш високими значеннями тимчасового опору і межі витривалості (на 10..50%).

В залежності від обраних матеріалів матриці і наповнювача і їх об'ємного вмісту отримують композити, яким крім високої міцності також властиві підвищені значення жароміцності, модуля пружності, коефіцієнта жорсткості, абразивної стійкості, зниженою схильністю до тріщиноутворення та ін. Поряд з цим отримують КМ зі спеціальними властивостями, такими, як магнітними, діелектричними, радіо поглинаючими, тощо. Використання композиційних матеріалів у металевих конструкціях призводить до підвищення їхньої жорсткості з одночасним зниженням металоємності.

Інтенсивний розвиток конструкційних КМ почалося в 1960-х рр., коли з розвитком хімічної промисловості почали з'являтися високоміцні і високомодульні волокна: борні, вуглецеві, карбідокремнієві, оксидні, органічні волокна, ниткоподібні монокристали та ін.

На даний час за типом зміцнюючого наповнювача класифікують наступні види композиційних матеріалів: дисперсійно-зміцнені, волокнисті та шаруваті. Зміцнення матеріалу відбувається за рахунок наповнювачів, які характеризуються високими значеннями міцності, твердості та модуля пружності. Вони знаходять своє застосування у всіх областях науки, техніки і промисловості: в житловому, промисловому і спеціальному будівництві; загальному та спеціальному машинобудуванні; металургії, хімічній промисловості, енергетиці, електроніці, побутовій техніці, виробництві одягу і взуття, медицині, спорті, мистецтві і т.д.

Відмінною особливістю волокнистих композитів є анізотропія властивостей, обумовлена розташуванням волокон в деякому напрямку. Оскільки механічне навантаження в волокнистих КМ несуть на собі армуючі волокна, то для отримання таких КМ з необхідними механічними властивостями необхідний підбір матеріалів арматури з високою міцністю. Крім того, надійність і довговічність композитів залежить від міцності зв'язку на границі матриця/волокно [3]. З метою контролю температури в зоні контакту волокон з металом, регулювання товщини і підтримки в рідкому або твердо - рідкому стані дифузійного шару застосовують метод заливки з

подальшим охолодженням рідкого сплаву при пропусценні змінного електричного струму по зміцнюючих волокнах [4].

При додаткових умовах використання виробів в агресивних середовищах крім високої міцності композиту необхідно, щоб матеріал володів хімічною стійкістю і непроникністю [3].

Таким чином, при формуванні волокнистих КМ необхідно вирішити ряд завдань по підборі матеріалів і технології виробництва. Крім того, об'ємна частка високоміцних волокон може досягати 75 об.% композиту. Перевагою ж дисперсійно-зміцнених композитів у порівнянні з іншими КМ є те, що вони можуть бути отримані на основі більшості застосовуваних в техніці металів і сплавів, а оптимальний вміст дисперсійної фази для різних металів не є однаковим, але зазвичай не перевищує 5..10 об. %.

Відмінність дисперсійно-зміцнених КМ від волокнистих композитів полягає в тому, що матриця являє собою основний несучий компонент. Дисперсійні частинки наповнювача зміцнюють матеріал за рахунок опору руху дислокацій при навантаженні, що призводить до зменшення пластичної деформації.

Якщо в якості армуючої складової застосовуються тугоплавкі сполуки, такі як оксиди торію, гафнію та ітрію або складні сполуки оксидів та рідкоземельних металів, композиційний матеріал не втрачає своїх властивостей міцності у середовищах з підвищеними температурами, які сягають значень 0,9..0,95 температури плавлення матричного матеріалу. Такі КМ застосовуються у якості матеріалів з підвищеними властивостями жароміцності та опором повзучості.

Вибір армуючого компонента обумовлений призначенням КМ, в той час як вибір матричного матеріалу визначається рівнем робочих температур: в композитах, що піддаються нагріванню до 400 °С, застосовують алюмінієві матриці, до 700 °С - титанові, до 1200 °С - нікелеві або хромові, понад 1200°С рекомендується застосування керамічних матриць. У порівнянні з металевими композитами застосування високотемпературних КМ обмежена

сумісністю компонентів, т. як при виготовленні або тривалій експлуатації на границі розділу компонентів в результаті дифузійних процесів можливе утворення тендітних прошарків у вигляді інтерметалідів, що різко знижують властивості композиту.

Ступінь зміцнення матеріалу залежить від виду частинок, їх миттєвої об'ємної концентрації і рівномірності розподілу в матриці. Зменшення розміру дисперсійних частинок та відстані між ними призводить до збільшення міцності матеріалу. Для отримання високоміцних композиційних матеріалів застосовують дисперсійний наповнювач з розміром частинок порядку 10..500 нм при їх рівномірному розподілі у металевій матриці на відстані 100..500 нм. Міцність і жароміцність залежать від об'ємного вмісту зміцнюючих фаз і не підкоряються закону адитивності.

1.2. Методи отримання дисперсійно-зміцнених композитів: переваги і недоліки

Основним фактором, що визначає вибір методу отримання КМ, є технологічна сумісність компонентів. Існує кілька напрямків отримання композиційних матеріалів: твердофазний, рідиннофазний та осадження.

Твердофазні способи отримання КМ включають в себе кілька послідовних етапів: попереднє суміщення (об'єднання) армованих елементів і матриці і подальше їх компактування в вироби за допомогою гарячого пресування, кування, прокатки, дифузійного зварювання, екструзії та ін. методів. Широке поширення отримали процеси просочення (Cu-W, Mo-Cu, Ni-Ag), а також твердофазного (Ag-графіт, Cu-Fe) і рідкофазного (W-Ni-Cu, W-Ni-Fe, Ti-SiC- Ni) спікання. Найбільше застосування в промисловості знаходять дисперсійно-зміцнені КМ на алюмінієвій основі - САП (спечена алюмінієва пудра), що володіють високою питомою міцністю, жароміцністю і корозійною стійкістю при роботі в інтервалі температур 250..500 °С. Випускаються САП різних марок: САП-1 (з вмістом дисперсної складової

Al_2O_3 - 6-9%), САП-2 (9-13% Al_2O_3), і САП-3 (13-17% Al_2O_3) [5]. Також розроблені КМ на основі алюмінію із зміцнюючою фазою Al_4C_3 . САП відрізняються високими значеннями тривалої міцності і повзучості [6]. Такі композити виготовляють, в основному, у вигляді листів, смуг, профілів, прутків, дроту і штамповок. Успішно застосовуються КМ на основі нікелю (з дисперсною фазою ThO_2 , HfO_2), матриця цих сплавів - зазвичай твердий розчин $\text{Ni} + 20\% \text{Cr}$, $\text{Ni} + 15\% \text{Mo}$, $\text{Ni} + 20\% \text{Cr}$ і Mo . У промисловості широкого використання набули такі композити на основі нікелю, як ВДУ-1, (представляють собою нікель, зміцнений двоокисом торію), ВДУ-2 (нікель, зміцнений двоокисом гафнію) і ВД-3 (матриця $\text{Ni} + 20\% \text{Cr}$, зміцнена окисом торію). Їхнє застосування обумовлено підвищеними значеннями жароміцності. Також отримують КМ на основі хрому (з MgO або ThO_2), берилію (з BeO , Be_2C), магнію (з введенням до 1% MgO), кобальту (з 2-4% ThO_2).

При розробці виробів для атомної, авіакосмічної та військової техніки, в тому числі конструкцій, призначених для захисту від теплових нейтронів, актуальним є отримання композиційних матеріалів на основі суміші порошків карбіду бору і алюмінію методом порошкової металургії шляхом компактування порошкової суміші, її нагрівання з подальшою гарячою прокаткою [7]. Також методом порошкової металургії виготовляють тонкодисперсні порошкові композити складу Mo-MoB , W-WB шляхом відновлення кисневмісних сполук молібдену, вольфраму і бору магнієм в середовищі розплаву сольової суміші NaCl-NaF (1: 1) при температурі 800-900 °С [8]. Дані композити знаходять своє застосування у виробництві твродсплавних матеріалів. Також одним із способів отримання КМ є алюмотермічне спільне відновлення шеєлітового концентрату і з'єднань бору. В результаті отримують матеріал, основними компонентами якого є W_2B_5 - Al_2O_3 [9].

Твердофазні методи порошкової металургії, які застосовуються для виготовлення композитів із високоміцними частинками, дозволяють

отримувати КМ із заданою пористістю, проте до суттєвих недоліків слід віднести складність отримання рівномірного розподілу твердої складової в об'ємі матриці.

Формування композитів методами осадження здійснюється нанесенням на підкладку по чергові шарів матриці і арматури за допомогою плазмового напилення, електролітичного осадження, осадження з газової фази, вакуумним, емісійним і ін. способами. Отримують напівфабрикати високоміцних КМ на основі алюмінієвої матриці з борними волокнами, а також напівфабрикати планарних дискретно зміцнених композитів на основі алюмінію і NiCr з дисперсною фазою оксиду алюмінію Al_2O_3 , де зміцнюючі частинки і матриця напилюються двома плазмотронами [10-13]. Основним недоліком напилення покриттів плазмовим способом є те, що застосовуються порошки переважно грануляції 0,04-0,10 мм. За межами цього діапазону грануляції процес плазмового напилення не ефективний, оскільки частинки малого розміру (менше 0,04 мм) випаровуються, а частинки розміру більше 0,10 мм не розплавляються (часткове їх оплавлення не дозволяє отримати якісне покриття).

Застосування методу електрохімічного осадження КМ із суспензійних матеріалів дає можливість отримати покриття у вигляді плівок матричного металу з частинками оксидів Al_2O_3 [14], ZrO_2 [15], MoO_3 [16, 17], карбідів SiC, WC [18], нітридів BN [19], що відрізняються високою зносостійкістю і мікротвердістю.

Рідиннофазні методи мають ряд істотних переваг перед іншими методами отримання композитів, головні з яких: здатність отримання виробів, які мають складну геометрію; можливість мінімізації обробки виробу або уникнення необхідності її застосування з метою обмеження силового впливу на тендітні компоненти; великий вибір матеріалів матриці та армуючих компонентів. Також застосування рідиннофазних методів відзначається високою продуктивністю, можливістю реалізації безперервних технологічних процесів. При отриманні КМ рідиннофазними методами

використовують ряд технологій: ливарні, електрошлаковий обігрів, відцентрове лиття, електрошлаковий переплав, наплавлення, пайка. В основному за допомогою даних технологій отримують КМ, армовані волокнами, або шаруваті композити. Ефективним методом захисту механізмів і деталей від абразивного і газоабразивного зношування є метод пічного наплавлення, заснований на просочуванні шару твердих тугоплавких частинок (карбідів) сплавом-зв'язкою в умовах авто вакуумного нагріву [20].

У якості зносостійкої складової композиційного сплаву найбільш часто використовується реліт грануляції 0,4- 2,5 мм або подрібнені відходи спечених твердих сплавів типу WC-Co, застосовуваний сплав-зв'язка зазвичай містить близько 20% Mn, 20% Ni і 60% Cu. На заміну дорогим карбідам вольфраму використовують карбіди хрому Cr_3C , а також сплави карбідів хрому з нікелевої зв'язкою КХН 5, КХН 10, КХН 15 [21]. Досліджено можливість застосування також наступних карбідів: TiB_2 , ZrB_2 , HfB_2 , FeB_2 , TaB_2 , CrB_2 , Mo_2B_5 , W_2B_5 [22, 23] і наповнювачів з подвійних боридів (Ti, Cr) B_2 [24]. Вивчено застосування в якості наповнювачів квазікристалічних сплавів Al-Cu-Fe, Al-Co-Cu, Al-Co-Ni. Так, композиційний матеріал на основі олов'янистої бронзи Бр Оц 10-2, армований металом-наповнювачем Al-Co-Ni, рекомендований для експлуатації в умовах сухого тертя, а композит зі зв'язкою з латуні Л62 і сплавом-наповнювачем Al-Co-Cu відрізняється високою корозійної стійкістю в кислих середовищах [25].

Пічне наплавлення композиційних сплавів застосовується переважно в чорній металургії для збільшення довговічності конусів доменних печей [26], зрівняльних клапанів і інших деталей, що працюють в умовах інтенсивного зношування.

Основною перевагою даного методу є можливість наплавлення унікальних виробів складної геометрії. Основні недоліки: необхідність виготовлення металомісткої оснастки, яка після закінчення процесу видаляється в металобрухт; велика тривалість підготовчих операцій [27].

Застосування ливарної технології просочення дозволяє отримувати композиційні матеріали з високим значенням тимчасового опору завдяки сильному металургійному зв'язку між матрицею і частинками. Такі КМ використовуються в умовах великих навантажень, а також сильного зносу і корозії [28-32]. За допомогою даної технології отримано зносостійкий композиційний шар на основі високо хромистого чавуну товщиною 15 мм, зміцнений частинками WC-Co дисперсністю 2 - 6 мм і об'ємною часткою частинок в матриці 38% [33].

Для отримання литих композитів на основі алюмінію використовують різні методи і пристосування для перемішування розплавленої матриці і армуючої фази. В основному технологія полягає в механічному замішуванні в розплав нерозчинних в ньому твердих частинок вдуванням за допомогою пилогазового струменя, "вбивання" за допомогою відцентрових сил [34-36]. Авторами [37] був використаний титановий імпелер з азотованою поверхнею. Використання даних технологій обмежена номенклатурою матеріалу розплаву, також до недоліків можна віднести складність використовуваної установки.

Одним із способів отримання литих композитів є суспензійне лиття, засноване на введенні інокулюючих добавок різної дисперсності в розплав, які сприяють утворенню в розплаві додаткових центрів кристалізації, що призводить до поліпшення структури і властивостей литого металу, запобігання утворенню ливарних дефектів [38].

Для отримання напіврідкої металевої суспензії з однорідною дрібнозернистою структурою авторами [39] було запропоновано новий процес, в якому разом з місцевим охолодженням застосовують невеликий перегрів заливки і електромагнітне перемішування на прикладі алюмінієвого сплаву А356. В результаті розмір зерен α -Al зменшився з 85,6 мкм до 68,8 мкм в центральній області, з 112,6 мкм до 77, 6 мкм - в перехідній області і до 84,7 мкм - у прикордонній області.

Досвід, накопичений дослідниками в цій галузі, показує, що технологія виробництва дисперсійно-зміцнених литих композиційних матеріалів розкрита не повністю, а вимагає подальшого вдосконалення.

При формуванні дисперсійно-зміцнених композитів важливо, щоб композиції на металевій основі зміцнювались рівномірно розподіленими дисперсними частинками. Такі матеріали відрізняються ізотропністю властивостей. Тому особливий інтерес представляє собою спосіб створення композиційних матеріалів рідиннофазним методом шляхом формування суспензійних і емульсійних розплавів [40, 41].

1.3. Застосування висококонцентрованих джерел енергії в технології отримання композитів

Для подолання сил поверхневого натягу розплавленої металеві матриці, а також для досягнення рівномірного розподілу дисперсної фази в розплаві необхідний її попередній нагрів до температури плавлення матеріалу частинок або до їхнього повного розплавлення.

Існуючі технології температурної обробки порошкових матеріалів застосовуються, в основному, в процесах наплавлення, використовуючи при цьому високотемпературні джерела енергії, такі як плазмова дуга і лазерне випромінювання.

Нові та ефективні способи модифікації поверхні засновані на використанні плазми дугового розряду як найбільш доступного і дешевого джерела теплової енергії [42 – 46]. Однак розвиток дугових і плазмових технологій в напрямку збільшення їх продуктивності наштовхується на труднощі, пов'язані, наприклад, з порівняно низькою концентрацією енергії в плазмі електричної дуги і нестійкістю її горіння при збільшенні швидкості руху щодо виробу. Через це дуговий розряд як технологічний засіб не задовольняє все зростаючим вимогам до продуктивності процесів металообробки і якості продукції.

Нагрівання і випаровування частинок з використанням плазмотронів характеризується низькою ефективністю ($\sim 2\%$) [43]. Застосування лазера для цих цілей більш ефективно, ніж використання традиційних методів.

Методи впливу лазерного випромінювання на великий клас металів і сплавів складають одну з найперспективніших областей сучасної металообробки [47-57].

Завдяки значній концентрації енергії в лазерному пучку і можливості локального впливу на вироби лазери забезпечують високу продуктивність і прецизійність обробки. Крім того, лазерні технології дозволяють проводити процес при атмосферному тиску, а також передавати енергію лазерного випромінювання на досить великі відстані із застосуванням гнучких світловодів.

Лазерний нагрів забезпечує найбільшу щільність енергії, яка вкладається в матеріал. Для лазерів безперервної дії щільність потужності досягає $(1..8) \cdot 10^5$ кВт / см^2 , а для імпульсно-періодичного - $10^4..10^{11}$ кВт / см^2 . Перевагою використання лазерного випромінювання є те, що енергія, яка надається матеріалу, може передаватися безконтактно, швидко і суворо дозовано. При таких умовах опромінення локальність теплових процесів в поверхневих шарах забезпечує високі швидкості ($10^6..10^8$ К/с) нагрівання та охолодження.

1.4. Пристрої та способи подачі порошкових матеріалів

Для більш ефективної подачі сипучих матеріалів необхідна розробка і оптимізація фурм. Визначення основних технологічних параметрів транспортуючих пристроїв проводили на основі існуючих схем подачі сипучих матеріалів при застосуванні різних схем і пристроїв, а також в плазмотронах.

Введення присадного матеріалу в дугу плазмотронів здійснюється, в основному, за однією з двох схем. Це або зовнішня подача порошку по

одному або декільком боковим каналам, або внутрішня подача у вигляді розподіленого потоку через вузьку кільцеву щілину між плазмоутворюючими і фокусуючими соплами [58]. Найбільшої продуктивності плазово-порошкового наплавлення досягають при реалізації третього варіанту введення порошку в дугу - аксіально через трубчастий катод [59]. Однак, така схема рідко використовується через свою технічну складність.

Найбільш широко застосовується проста в реалізації схема з зовнішньою подачею порошку, оскільки вважається більш надійною з точки зору засмічення каналів бризками рідкого металу. Однак, такі плазмотрони менш ефективні щодо нагрівання і плавлення порошку [60], оскільки коефіцієнт використання порошку у них значно нижче, ніж у плазмотронів з внутрішньої подачею, а енерговитрати значно вище, особливо в процесах наплавлення з великою продуктивністю (> 3 кг/год).

Існуючі методи подачі порошкових матеріалів під лазерний промінь в основному діляться на два типи:

- подача газопорошкового потоку не співвісно лазерному променю;
- подача безпосередньо в каналі фурми співвісно лазерному випромінюванню.

Відомі способи подачі дисперсних потоків в область дії лазерного променя за допомогою одного або двох підвідних каналів [61, 62]. При односторонній подачі порошкового потоку якість покриття, що наноситься істотно залежить від напрямку руху виробу щодо лазерного променя [61]. Недоліком пристрою, що включає в себе подачу порошку з двох каналів, є складність конструкції [62]. Також недоліком даних систем є відсутність подачі газу для захисту оптичної системи лазера.

Формування газопорошкових потоків проводиться також за допомогою спеціальних сопел. Можливі два варіанти: обробка сформованого двофазного потоку всередині пристрою і подача сипучих інгредієнтів за допомогою сопла з подальшою обробкою на виході з нього. При цьому подача порошку

може здійснюватися по одному або декілька транспортуючих каналах, що складають з соплом єдину конструкцію [63, 64].

Подача порошкових матеріалів в зону обробки в таких процесах, як лазерне легування і газопорошкове лазерне наплавлення, в основному, здійснюється не співвісно з лазерним випромінюванням [65]. До недоліків такого способу можна віднести додаткові втрати використовуваного порошку в процесі опромінення і нерівномірний нагрів всього об'єму сипучого матеріалу, що обумовлено недосконалістю пристроїв для подачі порошку в зону обробки.

Таким чином, актуальною проблемою сьогодні є розробка конструкції лазерної фурми, що відповідає таким вимогам:

- формування порошкового потоку, який відповідає апертурі лазерного випромінювання з метою рівномірного нагріву дисперсійного матеріалу;
- уникнення зон підвищеної турбулентності біля стінок фурми для уникнення перегріву частинок та внаслідок цього їхнього налипання на стінки фурми;
- простота конструкції.

Головним завданням в розробці лазерних сопел є визначення оптимального способу подачі дисперсного матеріалу в зону опромінення. У даній роботі в якості прототипів були прийняті схеми стабілізації дуги в плазмотронах. Залежно від способу подачі газу (уздовж або перпендикулярно осі стовпа) газова стабілізація може бути аксіальною або вихровою, причому найбільше обтиснення плазмової дуги досягається при вихровій стабілізації. При аксіальній стабілізації потік газу, що обдуває стовп дуги, має більш спокійний, ламінарний характер, що забезпечує найкращі умови захисту оброблюваного виробу від впливу навколишнього середовища.

Завихрення робочого газу в плазмотронах проводиться за кількома схемами. В одному випадку робочий газ надходить в камеру через одне або декілька тангенціальних отворів, просвердлених в корпусі плазмотрона. При цьому наявність кількох отворів забезпечують більшу рівномірність

розподілу газу по колу, але одночасно ускладнюється система подачі газу в плазмотрон. В іншій схемі газ подається через тангенціально-осьові канали, профрезеровані на внутрішній поверхні сопла - завихрювача. На основі даної схеми шляхом додавання другого такого ж сопла формують подвійний газовий потік для завихрення. Перевагою такої схеми подачі газу є можливість істотно скоротити довжину каналу сопла, проте недолік даного пристрою полягає в складності конструкції і, отже, труднощі його виготовлення. Сопло, як найбільш часто зношувана змінна деталь, має бути простим у виготовленні.

1.5. Постановка задач досліджень

Виходячи з вище сказаного, метою роботи було дослідження процесу формування дисперсійно-зміцнених композиційних матеріалів на основі суспензійних та/або емульсійних розплавів із застосуванням лазерного випромінювання

Для досягнення мети були поставлені наступні **задачі**:

1. Провести огляд існуючих способів формування дисперсійно-зміцнених композитів та застосування висококонцентрованих джерел енергії в технології їх отримання.

2. Розробити нові методи отримання композиційних матеріалів на основі ливарних процесів із застосуванням висококонцентрованих джерел енергії.

3. Дослідити газодинамічні та теплофізичні процеси формування двофазного газолазерного потоку в умовах зміни його параметрів. Визначити траєкторії руху і стан його складових до взаємодії з металевим розплавом.

4. Дослідити взаємодію газолазерного двофазного потоку з металевим розплавом та поведінку частинок в умовах руху на границі газ – рідка фаза та в розплаві з урахуванням деформаційних навантажень.

5. Провести експериментальні та теоретичні дослідження впливу технологічних, геометричних та теплофізичних параметрів газу –

порошкового потоку і лазерного випромінювання на процес формування суспензії/емульсії.

6. Розробити технологію отримання литих композиційних матеріалів на основі суспензійних і емульсійних розплавів. Дослідити структуру та фізико – механічні властивості отриманих композитів.

ВИСНОВКИ ДО РОЗДІЛУ 1

1. Виробництво композиційних матеріалів може вирішити потреби сучасного машинобудування в матеріалах, які володіють одночасно високою міцністю і твердістю, а також в матеріалах з підвищеними жароміцними, триботехнічними властивостями, зниженою схильністю до тріщиноутворення і іншими унікальними властивостями.

2. Рідиннофазні методи отримання КМ є найбільш переважними зважаючи на їх високу продуктивність, можливість механізації та реалізації безперервних технологічних процесів, а також отримання виробів складної геометрії з мінімальною наступною обробкою або без неї з обмеженим силовим впливом на крихкі компоненти.

3. Основними перевагами дисперсійно-зміцнених композиційних матеріалів в порівнянні з іншими КМ - велика номенклатура матеріалів, що застосовуються в якості матриці КМ і зміцнюючої фази, малий вміст (5..10 об.%) дисперсної фази в матриці.

4. Для отримання дисперсійно-зміцнених литих композитів з рівномірно розподіленою дисперсною фазою в металевій матриці необхідно формування суспензійних і емульсійних розплавів.

5. Застосування сфокусованого лазерного випромінювання в якості висококонцентрованого джерела енергії для нагрівання дисперсної фази забезпечує високу і строго дозовану щільність вкладеної енергії, локальність дії при можливості впливу, як на частинки, так і на поверхню розплаву.

РОЗДІЛ 2 МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕНЬ, МАТЕРІАЛИ ТА ОБЛАДНАННЯ

2.1. Вибір матеріалів

У якості матеріалів металевої матриці були обрані алюмінієвий сплав АК12М2МгН, бронзи ОЦС 3-8-6 та ОЦС 5-5-5 і лита мідь.

Алюмінієвий сплав АК12М2МгН відноситься до групи спеціальних силумінів, характеризується високими жаротривкими властивостями, оскільки має малу схильність до об'ємного розширення в умовах високих температур. Сплав широко використовується у виробництві поршнів [66].

Мідь та мідні сплави характеризуються підвищеними значеннями тепло- та електропровідності, пластичності, високою корозійною стійкістю, завдяки низькому коефіцієнту тертя володіють високими зносостійкістю та притиранням у парі з іншими більш твердими матеріалами [67].

Бронза ОЦС 5-5-5 використовується у виробництві антифрикційних деталей вузлів тертя, вкладишів підшипників, у якості арматури для морської та прісної води та пару [68].

Хімічний склад обраних сплавів [66, 69] представлено у таблицях 2.1, 2.2.

Таблиця 2.1. Хімічний склад алюмінієвого сплаву АК12М2МгН.

Сплав	Si	Mg	Mn	Cu	Ti	Ni	Zn	Cd	Cr
АК12М2МгН	11-13	0,8-1,3	0,3-0,6	1,5-3,0	до 0,2	0,8-1,3	0,5	-	0,2

Таблиця 2.2. Хімічний склад мідних сплавів.

Сплав	Sn	Zn	Pb	Ni	домішки
ОЦС 5-5-5	4,0-6,0	4,0-6,0	4,0-6,0	-	не > 1,3

Зміцнюючою фазою обрані дисперсні керамічні частинки складів TiC, FeS, Al₂O₃, Fe₃O₄ і металеві частинки зі сталі марки 09X18, хімічний склад якої представлено у таблиці 2.3.

Таблиця 2.3. Хімічний склад частинок металевого порошку.

Сталь	C	Si	Mn	Ni	S	P	Cr	Ti	Cu
09X18	0,9-1	до 0,8	до 0,8	до 0,6	до 0,025	до 0,03	17- 19	до 0,2	до 0,3

Порошки Al₂O₃ та TiC при додаванні до матеріалу надають йому високих фрикційних властивостей [70].

FeS використовується у якості мастила, що оберігає фрикційний матеріал від надмірного зношування.

Сталь марки 09X18 є звичайною корозійностійкою сталлю, використовується у виробництві втулок, осей, стрижнів, кулькових і роликів підшипників та інших деталей, до яких пред'являються вимоги високої твердості і зносостійкості та працюють при температурі до 500 °C або піддаються дії помірних агресивних середовищ.

2.2. Технологічне обладнання

2.2.1. Лазерна установка

Експериментальні дослідження по отриманню литого композиційного матеріалу проводили з використанням: лазерної установки «Комета-2», яка складається з лазерного модуля та шаф для розміщення газових балонів; роботизованої системи подачі, фокусування і переміщення лазерного променя; системи подачі порошкового матеріалу; набору фурм та індукційної печі. Подачу порошкового матеріалу здійснювали у газовому середовищі, які разом утворювали газопорошкових потік. Додатково співвісно лазерному променю вздовж центрального каналу фурм подавався газовий потік для

прискорення газопорошкового потоку та захисту лінзи для фокусування лазерного випромінювання від випарів рідин або розплавів [71 – 73]. Схему установки для проведення експериментів представлено на рисунку 2.1.

Лазерний модуль складається з випромінювача і джерела живлення. У корпусі джерела живлення розташовані елементи газовакуумної системи, система електроживлення випромінювача, система водяного охолодження, блок спостереження і блок управління. Випромінювач працює на суміші вуглекислого газу, азоту і гелію при тиску порядку 35 тор з безперервним прокачуванням газової суміші по замкнутому контуру через розрядні труби і теплообмінники, які охолоджуються проточною водою. Прокачування здійснюється відцентровим компресором, який приводиться в обертання електродвигуном через магнітну муфту.

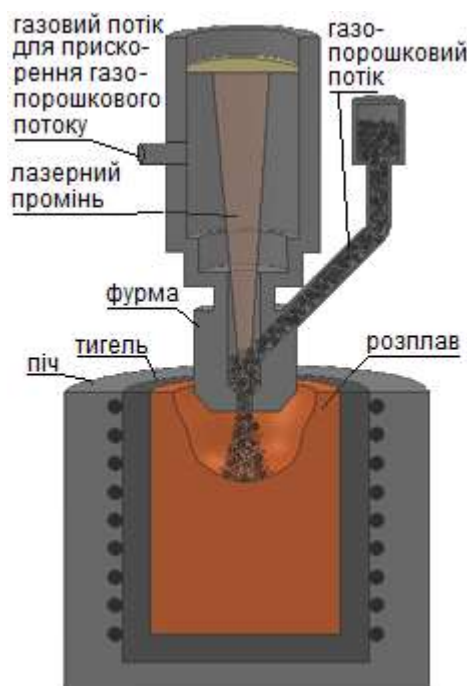


Рис. 2.1. Схема експериментальної установки з фурмою.

Характеристики лазерного модулю наступні. Споживана потужність - 24,9 кВт; експлуатаційна потужність - 1000 кВт; плавне регулювання потужності можливо в межах 200..1000 кВт; довжина хвилі випромінювання - 9,2..10,8 мкм; діаметр лазерного променя - 45 мм; характер випромінювання - безперервний; парціальний склад газової суміші $\text{CO}_2/\text{N}_2/\text{He}$ – 1:10:6,5 з загальною витратою 5,3 л/хв.

2.2.2. Газолазерні фурми

У процесах наплавлення, легування, отримання композиційних матеріалів для подолання частинками порошку (як металевими, так і

керамічними) сил поверхневого натягу рідкої матриці розплаву необхідно забезпечити поверхневий нагрів кожної частинки до заданої температури (близької до температури плавлення даної речовини порошку).

Для рівномірного нагрівання всієї поверхні окремо взятої частинки необхідно, щоб за час експозиції частинка здійснювала обертальний рух навколо однієї або декількох осей. Передбачається, що задовольнити цю умову можна або шляхом формування на вході турбулентного газопорошкового потоку, або створення умов для додаткового обертання частинок в каналі фурми.

Для вивчення принципів формування газових потоків були розроблені декілька конструкцій фурм, призначених для подачі і контрольованого нагрівання порошкових матеріалів під впливом лазерного випромінювання [74 – 76]. Всі насадки для подачі сипучих матеріалів виготовлені з термостійкого матеріалу - графіту.

Основними параметрами, що впливають на характеристики потоку, є: форма області внутрішнього каналу, де формується потік; діаметр вихідного отвору внутрішнього (d) і зовнішнього (D) каналів; кількість транспортуючих каналів; кут нахилу транспортуючих каналів (θ) до центральних осей фурм. Також важливою відмінністю фурм є розташування області, де відбувається формування газопорошкового потоку. Вона знаходиться або всередині фурми, або за його межами (рис. 2.2). Параметри використовуваних фурм приведені в таблиці 2.4.

Таблиця 2.4. Геометричні параметри використовуваних фурм.

Кількість транспортуючих каналів	d	D	θ	Розташування транспортуючих каналів
1, 2	4, 6	10, 12	30° - 60°	діаметрально протилежно під кутом до центрального каналу

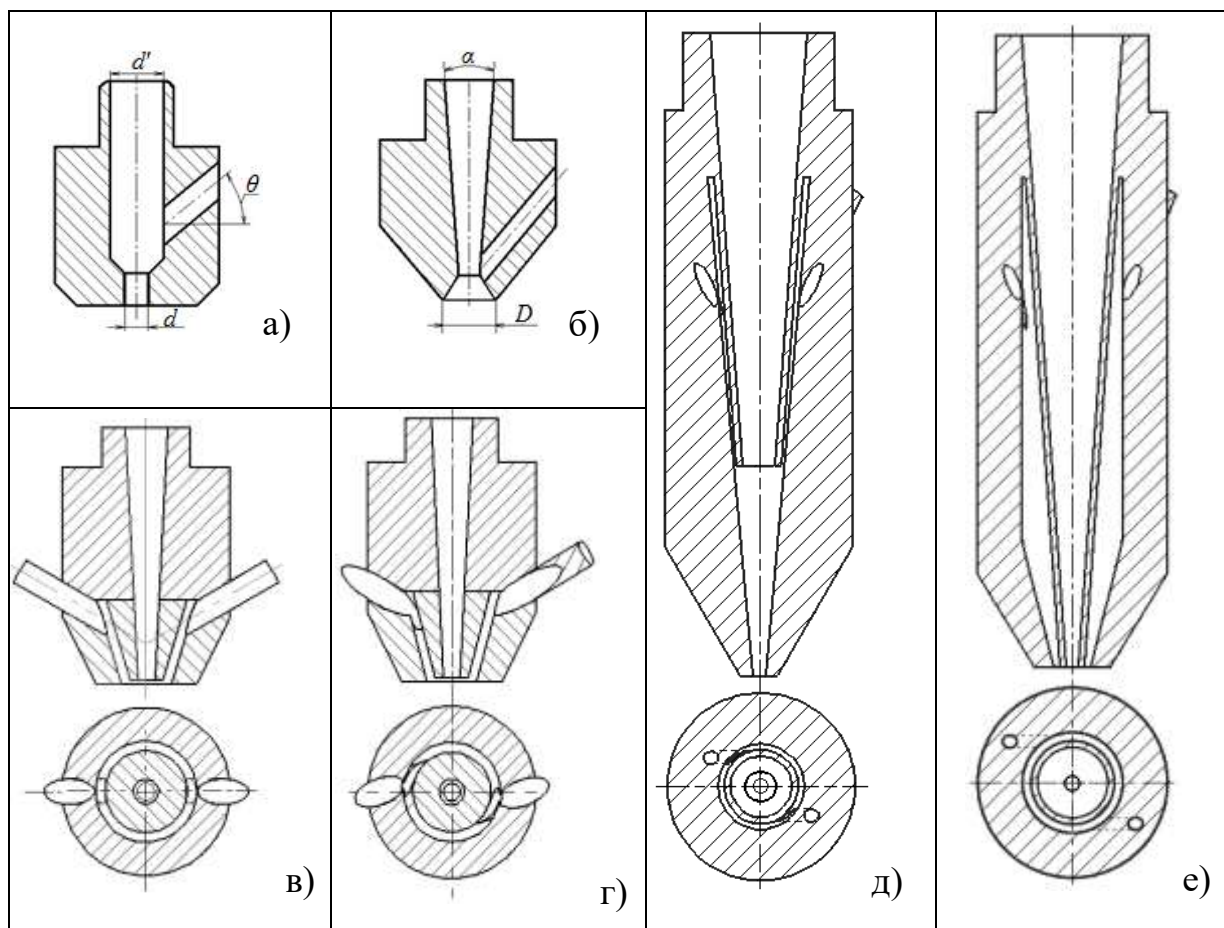


Рис. 2.2. Конструкції форм з внутрішнім (а, б, д) і зовнішнім (в, г, е) формуванням потоку.

Геометричні параметри форм підібрані з умови вільного проходження сфокусованого лазерного випромінювання через внутрішній канал форм (відповідність апертури лазерного променя параметрам d , d' і α). Подача сипучих матеріалів здійснювалася по одному (рис. 2.2, а - б) або по двох транспортуючих каналах (рис. 2.2, в - е). На відміну від форми 1 (рис. 2.2, а) у формі 2 (рис. 2.2, б) внутрішній канал на виході виконаний у вигляді дифузора з метою дослідження впливу форми внутрішнього каналу на профіль газопорошкового потоку при виході з форми. Форми 3 і 4 (рис. 2.2, в - г) розроблені для визначення характеру формування загального потоку за межами форми при подачі дисперсних частинок по двох транспортуючих каналах: діаметрально протилежних один одному (форма 3) і спрямованих тангенціально до центрального каналу (форма 4). Для виявлення особливостей потоків, що утворюються у внутрішньому каналі при подачі дисперсних частинок двома транспортуючими потоками, розроблена

конструкція фурми 5 з подовженою внутрішньою частиною (рис. 2.2, д). Фурма 6 (рис. 2.2, е) аналогічно фурмі 5 має подовжений внутрішній канал і два транспортуючих канали, проте формування потоку відбувається на виході з фурми. Така конструкція подібна фурмі 4 і розроблена з метою визначення впливу довжини потокоутворюючих каналів фурми на вихідні параметри газопорошкових потоків.

2.3. Методика проведення експериментальних досліджень процесу взаємодії газопорошкових потоків з рідкою матрицею

Запропоновано дві схеми введення дисперсного порошку у рідину або металевий розплав. За першою схемою (рис. 2.3, а) сфокусований фурмою газопорошковий потік подається на поверхню розплаву на деякій відстані H від краю фурми до поверхні розплаву; друга схема введення порошку в розплав передбачає заглиблення фурми у рідку фазу на величину H (рис. 2.3, б).

Основними технологічними параметрами, які впливають на характеристики одержуваного композиційного матеріалу є: потужність лазерного випромінювання P ; діаметр плями лазерного випромінювання d_p ; витрата захисного прискорюючого $Q_{пр}$ і транспортуючого потоків газу Q_t ; об'ємна витрата сипучих матеріалів Q_n ; відстань від зрізу фурми до поверхні розплавленого металу або рідини (за відсутності дії газових потоків) H (рис. 2.3).

Технологічні режими для експериментальних досліджень представлені в таблиці 2.5.

Загальна витрата газу розраховувалась за формулою:

$$Q_{г} = Q_{т} + Q_{пр}. \quad (2.1)$$

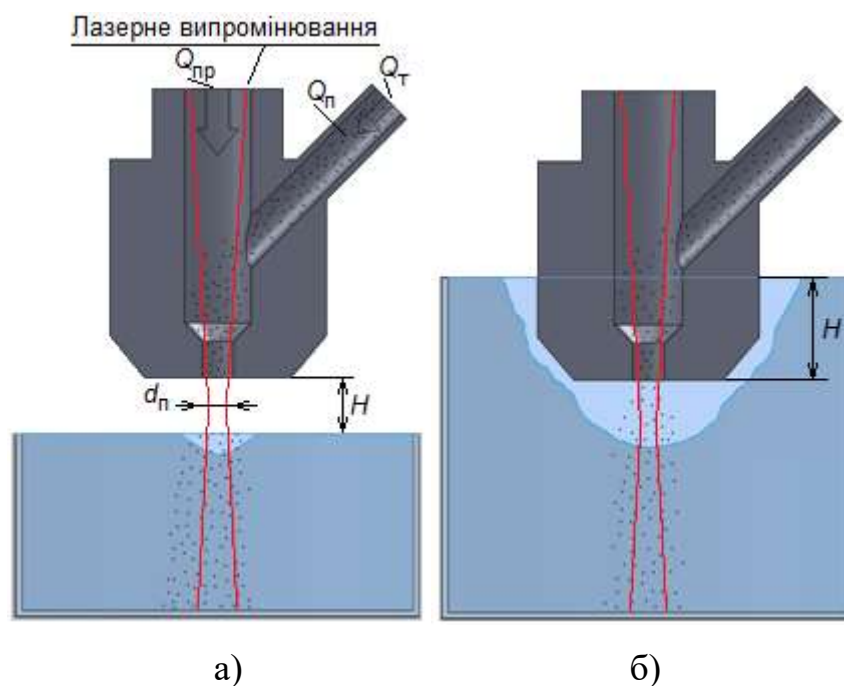


Рис. 2.3. Схеми проведення модельних експериментів по отриманню суспензійних матеріалів: а - без заглиблення фурми, б – із заглибленням фурми у рідину або розплав.

Таблиця 2.5. Технологічні режими проведення експериментальних досліджень

параметр	P , кВт	θ , град	$Q_n \cdot 10^{-6}$, м ³ /с	$Q_t \cdot 10^{-5}$, м ³ /с	$Q_{пр} \cdot 10^{-4}$, м ³ /с	$H \cdot 10^{-3}$, м
інтервал	500..1000	45..60	0,0116..0,23	4..5	2,3..3,0	10..33

2.4. Загальна методика проведення розрахунково-теоретичного аналізу процесу формування суспензійного матеріалу

Теоретичні дослідження проводили з використанням програми ANSYS в розрахункових модулях Fluid Flow (CFX) для вирішення завдань гідро- і газодинаміки і AUTODYN - для моделювання динаміки дисперсних частинок і їх взаємодії з рідинами.

Процес математичного моделювання в розрахунковому модулі Fluid Flow (CFX) включає в себе наступні етапи:

- підготовка розрахункової моделі (проектування геометрії об'єкта досліджень, генерація розрахункової сітки (в модулі CFX), завдання критеріїв адаптації сітки (при використанні адаптації), накладання граничних та початкових умов);
- проведення розрахунків із наперед заданою збіжністю;
- обробка результатів (визначення і збереження числових значень параметрів досліджуваного процесу, візуалізація результатів розрахунку, побудова графіків характерних залежностей та т. ін.);
- застосування методів оптимізації.

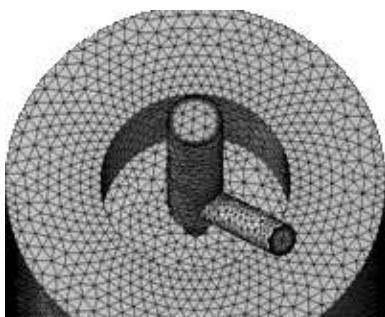


Рис.2.4. Структура розрахункової сітки в домені і області призматичного приграничного шару на прикладі фурми 1.

Розрахункова область являє собою домен, який у верхній частині обмежено стінками відповідно до геометрії фурми, а на виході з неї розрахункова область вибирається з умови мінімізації об'єму, в межах якого відбуваються якісні зміни параметрів досліджуваних потоків.

Розрахунки проводилися із застосуванням методу скінченних елементів. Розрахункову область розбивали на певну кількість елементарних об'ємів. Для спрощення і прискорення виконання розрахунків використовували неструктуровану тетраедричну сітку, загальна кількість елементів якої складала від 200 до 800 тис., в залежності від конфігурації фурми. Вибір кількості елементів для течій даного типу базувався на рекомендаціях [77]. Для адекватного розрахунку потоків в області приграничного шару на твердих поверхнях (стінках проточних каналів) будувався призматичний прикордонний шар товщиною 0,5..1мм (рис.2.4).

2.4.1. Загальна методика розрахунків газо- і гідродинамічних параметрів

Обчислення проводили на основі методів чисельної гідро-, газодинаміки (CFD - computation fluid dynamics). Рішення поставленого завдання знаходили з використанням рівнянь Нав'є - Стокса, їх усереднення і застосування моделей турбулентної в'язкості для їх замикання [78, 79].

2.4.1.1. Методика розрахунків газодинамічних параметрів однофазних систем

Всі розрахунки газо- і гідродинамічного стану потоків проводилися без урахування стисливості рідини і газу, для ізотермічного процесу. Для нестисливої рідини рівняння Нав'є-Стокса має вигляд:

$$\frac{\partial \mathbf{v}}{\partial t} = -(\mathbf{v} \cdot \nabla) \mathbf{v} + \nu \Delta \mathbf{v} - \frac{1}{\rho} \nabla p + \mathbf{f}, \quad (2.2)$$

Рівняння нерозривності:

$$\operatorname{div} \mathbf{v} = 0, \quad (2.3)$$

де $\mathbf{v} = (v^1, \dots, v^n)$ – векторне поле швидкостей, ∇ - оператор Набла, Δ - оператор Лапласа, ρ - щільність, p – тиск, t - час, ν - коефіцієнт кінематичної в'язкості, \mathbf{f} - векторне поле масових сил.

Крім рівнянь руху і нерозривності в систему розв'язуваних рівнянь входять миттєві рівняння збереження імпульсу і енергії.

Рівняння збереження імпульсу:

$$\frac{\partial(\rho \mathbf{v})}{\partial t} + \nabla \cdot (\rho \mathbf{v} \otimes \mathbf{v}) = -\nabla p + \nabla \cdot \boldsymbol{\tau} + S_M, \quad (2.4)$$

де $\boldsymbol{\tau}$ – молекулярний тензор напруги (в тому числі нормальні і зсувні компоненти напруги), який пов'язаний зі швидкістю деформації рівнянням:

$$\boldsymbol{\tau} = \mu \left(\nabla \mathbf{v} + (\nabla \mathbf{v})^T - \frac{2}{3} \delta \nabla \cdot \mathbf{v} \right), \quad (2.5)$$

де μ - коефіцієнт динамічної в'язкості.

Рівняння збереження енергії:

$$\frac{\partial(\rho h_{tot})}{\partial t} - \frac{\partial p}{\partial t} + \nabla \cdot (\rho \mathbf{v} h_{tot}) = \nabla \cdot (\lambda \nabla T) + \nabla \cdot (\mathbf{v} \cdot \boldsymbol{\tau}) + \mathbf{v} \cdot \mathbf{S}_M + S_E, \quad (2.6)$$

де λ - теплопровідність, T - температура, S_M - джерело імпульсу, S_E - джерело енергії. Взаємозв'язок повної ентальпії h_{tot} зі статичною ентальпією $h_{st}(T, p)$ виражається формулою:

$$h_{tot} = h_{st} + \frac{1}{2} \mathbf{v}^2. \quad (2.7)$$

Доданок $\nabla \cdot (\mathbf{v} \cdot \boldsymbol{\tau})$ являє собою роботу в зв'язку із в'язкими напруженнями і називається роботою в'язкості. Це модель внутрішнього нагріву рідини за рахунок в'язкості, і в більшості розрахунків цим доданком нехтують. Термін $\mathbf{v} \cdot \mathbf{S}_M$ є роботою за рахунок зовнішніх джерел імпульсу, яким в даних розрахунках також нехтуємо.

При розгляді процесу на проміжку часу, набагато більшому, ніж проміжок, протягом якого відбуваються зміни турбулентного потоку, використовуються усереднені рівняння Нав'є-Стокса. Змінні, які входять в рівняння, представляють як суперпозицію постійної і змінюваної в часі компонент.

Застосування усереднених за Рейнольдсом рівнянь Нав'є-Стокса значно знижує обчислювальні витрати в порівнянні з прямим чисельним моделюванням, що часто використовується для практичних інженерних розрахунків. Проте, процедура усереднення вводить додаткові невідомі члени, що містять похідні флуктуюючих величин, які діють як додаткові напруги в рідині. Це так звані "турбулентні" напруги або напруги Рейнольдса, безпосередньо визначити які досить важко. Наявність турбулентних напруг обумовлює необхідність введення додаткових рівнянь для замикання рівнянь Нав'є-Стокса.

Для замикання необхідно ввести достатню кількість додаткових рівнянь для всіх невідомих, включаючи тензор напружень Рейнольдса, що отримується в результаті усереднення. Рівняння, що використовуються для замикання системи, визначаються типом обраної моделі турбулентності.

Для безперервної фази в розрахунках використовували модель турбулентної в'язкості $k - \omega$ Ментера зі стандартним набором констант [80], а також моделі нульового рівняння дисперсної фази для газу і SST модель (Shear Stress Transport) при розрахунках руху дисперсної фази порошкового потоку.

2.4.1.2. Методика розрахунків параметрів двофазних систем газ/рідка фаза

У розрахунках використовували негомогенну модель міжфазної взаємодії, коли передача імпульсу, тепла і маси через кордон розділу фаз залежить від площі поверхні контакту двох фаз, яка характеризується щільністю міжфазної області $A_{\alpha\gamma}$. У загальному випадку $A_{\alpha\gamma}$ знаходиться як відношення площі поверхні розділу на одиницю об'єму між фазами α і γ .

Для двох неперервних рідин використовували модель вільної поверхні. У цьому випадку щільність міжфазної області визначається рівнянням:

$$A_{\alpha\gamma} = |\nabla\beta_\alpha|, \quad (2.8)$$

де β – об'ємна частка деякої фази, індекси α і γ відносяться до фаз α і γ відповідно, $\beta = [0; 1]$.

Сила тертя, яка виникає на границі розділу фаз, буде визначатися безрозмірним коефіцієнтом опору C_D , який знаходиться з рівняння:

$$\mathbf{D}_{\alpha\gamma} = C_D \rho_{\alpha\gamma} A_{\alpha\gamma} |\mathbf{v}_\gamma - \mathbf{v}_\alpha| (\mathbf{v}_\gamma - \mathbf{v}_\alpha), \quad (2.9)$$

де $\mathbf{D}_{\alpha\gamma}$ - повний опір, який чиниться з боку однієї фази на іншу, на одиницю об'єму; \mathbf{v}_α і \mathbf{v}_γ – швидкості фаз α і γ відповідно. Щільність суміші на границі розділу $\rho_{\alpha\gamma}$ визначається за формулою:

$$\rho_{\alpha\gamma} = r_\alpha \rho_\alpha + r_\gamma \rho_\gamma, \quad (2.10)$$

де ρ_α і ρ_γ - щільності фаз α і γ відповідно.

Сила поверхневого натягу розраховується як:

$$\mathbf{F}_{\alpha\gamma} = \mathbf{f}_{\alpha\gamma} \delta_{\alpha\gamma}, \quad (2.11)$$

де

$$\mathbf{f}_{\alpha\gamma} = -\sigma_{\alpha\gamma}\kappa_{\alpha\gamma}\mathbf{n}_{\alpha\gamma} + \nabla_S\sigma, \quad (2.12)$$

$$\delta_{\alpha\gamma} = |\nabla r_{\alpha\gamma}|, \quad (2.13)$$

де σ - коефіцієнт поверхневого натягу; $\mathbf{n}_{\alpha\gamma}$ - вектор нормалі границі розділу фаз, спрямований від первинної рідини до вторинної (розраховується по градієнту об'ємної частки), ∇_S - градієнт на поверхні, κ - кривизна поверхні визначається за формулою:

$$\kappa_{\alpha\gamma} = \nabla \cdot \mathbf{n}_{\alpha\gamma}, \quad (2.14)$$

Складові в правій частині рівняння (2.11) - нормальна і тангенціальна компоненти сили поверхневого натягу відповідно. Нормальна складова виникає внаслідок кривизни поверхні, а дотична складова - від зміни коефіцієнта поверхневого натягу (ефект Марангоні), $\delta_{\alpha\gamma}$ часто називають дельта функцією границі розділу фаз. Вона дорівнює нулю за межами границі, забезпечуючи тим самим умову, що сила поверхневого натягу діє тільки біля міжфазної границі.

2.4.1.3. Моделювання двофазної течії газ/тверда дисперсна фаза

Розрахунки параметрів потоку частинок здійснюються шляхом складання системи диференціальних рівнянь за часом для кожної частинки, що включають рівняння координати, швидкості, температури і маси, з подальшою інтеграцією за допомогою простого методу інтеграції.

Координати частинок визначаються шляхом інтегрування швидкості частинки $v_q = dx_q/dt$ за часом δt :

$$x_q^n = x_q^0 + v_q^0 \delta t, \quad (2.15)$$

де індекси 0 і n відносяться до старих і нових значень відповідно, v_q^0 - початкова швидкість частинки.

При інтегруванні швидкість часток розраховується на початку часового кроку і зберігає своє значення протягом всього кроку. В кінці часового кроку нова швидкість часток розраховується з використанням аналітичного рішення рівняння руху частинки:

$$m_{\phi} = \frac{dv_{\phi}}{dt} = F, \quad (2.16)$$

де m_{ϕ} - маса частинки, F - сума всіх сил, що діють на частинку.

Рівняння (2.15) є окремим випадком загального рівняння переносу:

$$\frac{d\phi_{\phi}}{dt} = \frac{(\phi_p - \phi_{\phi})}{\Lambda} + R, \quad (2.17)$$

де ϕ - загальна змінна, індекси ϕ і p вказують на значення змінних для частинок і рідини відповідно, Λ - коефіцієнт лінеаризації, R - загальне нелінійне джерело.

Аналітичне рішення загальних рівняння переносу може бути записано як:

$$\phi_{\phi} = \phi_p + (\phi_{\phi}^0 - \phi_p) \exp\left(-\frac{\delta t}{\Lambda}\right) + \Lambda R \left(1 - \exp\left(-\frac{\delta t}{\Lambda}\right)\right). \quad (2.18)$$

При моделюванні руху дисперсних частинок в рідині використовується метод аналізу розділених потоків. Для відстеження треків руху частинок вводиться поняття типової частинки. Вона відображає поведінку сукупності (пакета) частинок з ідентичною поведінкою.

Число типових (характеристичних) частинок на вході пропорційно масовій витраті порошку.

2.4.2. Методика проведення розрахунків параметрів руху дисперсної частинки при її подачі у розплав

Розрахунки проводили в два етапи:

1. Рух частинки з моменту перетину кордону газ-рідина до моменту гальмування (з прискоренням);
2. Рівномірний рух частинки з постійною швидкістю v_{oc} під дією гідростатичних сил.

Час руху частинки з нелінійної швидкістю на першому етапі руху розраховували в середовищі AUTODYN програмного комплексу Ansys.

Для моделювання поведінки рідини використовували метод гідродинаміки згладжених частинок (*Smoothed Particle Hydrodynamics* – SPH) – не сітковий лагранжевий метод, заснований на поділі рідини на дискретні елементи (частки рідини), які мають просторову відстань (відому як «довжина згладжування»), на якій їхні властивості «згладжуються». Закон збереження маси тут виконується без додаткових обчислень, так як елементи самі по собі представляють масу, і тиск обчислюється від впливу сусідніх елементів, які також мають масу, а не вирішують систему лінійних рівнянь. Також при обчисленнях методом SPH створюється вільна поверхня на кордоні взаємодії двох фаз - води і повітря.

Значення будь-якої фізичної величини A в точці r задається інтегралом по області від цієї функції з ваговою функцією ядра:

$$A(r) = \int_{\Omega} A(r') W(r - r', h) dr' , \quad (2.19)$$

де r – радіус-вектор; $W(r - r', h)$ – функція ядра, h – радіус згладжування.

Область згладжування Ω – така що $|r - r'| < h$

Функція ядра повинна задовольняти наступним умовам:

$$\int_{\Omega(r)} W(r - r', h) dr' = 1,$$

$$\lim_{h \rightarrow 0} W(r - r', h) = \delta(|r - r'|), \quad W(r - r', h) = 0, r \notin \Omega^{(r)}, \quad (2.20)$$

де $\delta(r)$ – дельта-функція Дірака.

Функція $A(r)$ відома тільки в деяких точках j , до кожної з яких віднесено деякий об'єм $V_j = m_j / \rho_j$. Тому інтегрування по області можна замінити на суму по всіх частинки, які знаходяться в області Ω :

$$A(r) = \sum_j m_j \frac{A_j}{\rho_j} W(|r - r'|, h), \quad (2.21)$$

де m_j – маса частинки j ; ρ_j – густина, яка пов'язана з частинкою j ; A_j – значення величини A для частинки j .

У розрахунках враховували деформацію частинок при зіткненні з рідиною.

Постійну швидкість руху частинки на другому етапі v_{oc} розраховували за рівняннями, заснованих на принципі Д'Аламбера, який в умовах динамічної рівноваги для частинки, що рухається, призводить до рівняння [81]:

$$m_q \frac{dv_q}{dt} = F_T - F_C - F_A, \quad (2.22)$$

де $F_T = m_q g$ – сила тяжіння; g – прискорення вільного падіння, $9,81 \text{ м/с}^2$; F_C – сила опору середовища:

$$F_C = \xi \frac{\rho_p v_q^2}{2} S_q \quad (2.23)$$

ξ – коефіцієнт опору; S_q – площа поперечного перерізу частинки, м^2 ; ρ_p – щільність рідини, кг/м^3 ; F_A – сила Архімеда (або підйомна) пропорційна масі середовища, витісненої масою частинки:

$$F_A = \frac{m_q}{\rho_q} \rho_p g, \quad (2.24)$$

де ρ_q – щільність частинки, кг/м^3 .

Надалі взяли, що:

- частинка має кулясту (сферичну) форму;
- осідає в полі сили тяжіння;
- середовище, в якому відбувається осадження, необмежене;
- осадженню частинки не заважають інші частинки.

Для ламінарного режиму осадження, коли число Рейнольдса $Re < 0,1$, сила опору F_C , яка діє на частинку, виражається формулою:

$$F_C = 3\pi d_q \mu v_q, \quad (2.25)$$

де d_q – діаметр частинки. Для другої стадії руху рівнодіюча всіх сил в рівнянні (2.22) $dv_q/dt = 0$, і тоді для швидкості осадження частинки отримуємо формулу Стокса:

$$v_{oc} = \frac{d_q^2 (\rho_q - \rho_p) g}{18\mu}. \quad (2.26)$$

2.5. Методика дослідження структури композиційних матеріалів

2.5.1. Металографічний аналіз

Металографічні дослідження проводилися на поперечних шліфах оброблених зразків з використанням мікроскопу "МІМ - 8" при збільшеннях від 100 до 500. Для проведення металографічних досліджень були виготовлені поперечні і поздовжні перерізи зони лазерного впливу. Зразки встановлювалися в металевій формі і фіксувалися. Процес виготовлення мікрошліфів включав в себе основні операції механічної шліфовки на абразивному матеріалі зернистістю М40, М28, М20 по ГОСТ 10054-75, полірування на алмазних пастах зернистістю 10/7, 7/5, 5/3, 3/2, 2/1 по ГОСТ 9206-70 і фінішне доведення на фетрових колах при змочуванні їх суспензією окису хрому.

2.5.2. Статистичний метод оцінки кількісних і якісних параметрів включень в розплаві

Статистичний метод оцінювання кількісних і якісних змін дисперсної складової у металевій матриці базується на вираховуванні параметрів двовимірної структури на поверхні шліфа певною площею для даного вимірювання.

Для вивчення впливу зміни зовнішніх параметрів на матеріал дослідження проводили на деякій площині зразка на фіксованій відстані від його поверхні або при постійному зовнішньому впливі – у площинах зразка на різних відстанях від поверхні з метою дослідження впливу температурних режимів та масо переносних явищ у зразку.

Досліджуваними параметрами були довжина, ширина та площа включень, а також форм - фактор, який вираховувався як відношення довжини включення до його ширини. На початку досліджень проводили

вимірювання геометричних параметрів включень та обрахування їх площ. За результатами вимірювань встановлювали мінімальну та максимальну границю значень досліджуваного параметра для подальшого розбиття отриманого числового масиву на певну кількість рівних числових проміжків. Кількість проміжків для кожного вимірювання була різною та обиралась за умови якомога більш рівномірного розподілу всього масиву значень по обраних проміжках.

Величина числових проміжків для різних вимірювань становила: для довжини включень – 10..40 мкм, для ширини – 5..20 мкм, для площі – 2..43 мм², для форм – фактору – 0,5..1,0. Далі вираховувались частоти потраплянь значень певного параметру у кожний числовий проміжок.

Для узагальнення результатів статистичного аналізу частоту потраплянь значень досліджуваного параметру у певний числовий проміжок представляли у процентному відношенні до загальної кількості частот.

2.5.3. Методика вимірювання мікротвердості

Метод вимірювання мікротвердості заснований на вимірюванні лінійної величини діагоналі відбитка, одержуваного від вдавнення алмазної піраміди в досліджуваний матеріал під певним навантаженням.

Вимірювання проводились на мікротвердомірі ПМТ-3. Цей прилад дозволяє виміряти мікротвердість при вдавлюванні чотиригранної алмазної піраміди з квадратною основою і кутом при вершині 136° між протилежними гранями з прикладанням навантажень від 2 до 200 грам.

В результаті випробування визначалась довжина діагоналі отриманого відбитка за допомогою спеціального окулярмікрометра. При вимірюванні мікротвердості об'єм, що деформується вдавненням, повинен бути менше об'єму вимірюваного зерна. Тому навантаження вибиралось невеликим (50Г/с), тривалість витримки під навантаженням - 10 сек.

Число твердості за Віккерсом *HV* визначалося за формулою:

$$HV = \frac{2P \cdot \sin \frac{\alpha}{2}}{d_g^2} = 1,854 \frac{P_H}{d^2}, \quad (2.27)$$

де P_H – навантаження, МН; d_g - довжина діагоналі відбитка, мкм.

При вимірюванні мікротвердості враховувалася можливість розкиду значень HV за величиною впливу сусідніх структурних складових з іншої мікротвердістю. Виміри проводилися 10 разів в однакових умовах, кожен раз на новому місці структурної складової.

ВИСНОВКИ ДО РОЗДІЛУ 2

1. Виходячи з мети й поставлених задач стосовно досліджуваного процесу, були визначені матеріали та обладнання, обрані методики для проведення теоретичних та експериментальних досліджень.

2. Розрахункові дані та отримані експериментальним шляхом часто є наближеними і потребують уточнення та оптимізації. Тому в роботі використані як методи експериментальних досліджень, так і комп'ютерного моделювання, які доповнюють один одного.

РОЗДІЛ 3 РОЗРАХУНКОВО-ТЕОРЕТИЧНІ ДОСЛІДЖЕННЯ ПРОЦЕСУ ФОРМУВАННЯ СУСПЕНІЙНИХ (ЕМУЛЬСІЙНИХ) РОЗПЛАВІВ ІЗ ЗАСТОСУВАННЯМ ЛАЗЕРНОГО ВИПРМІНЮВАННЯ

3.1. Вплив дисперсної фази на характер газової течії у фурмах

Як вже зазначалося раніше (розділ 1), для більш повного розуміння процесів транспортування частинок дисперсної фази в газолазерному потоці необхідно досліджувати характер газових і газопорошкового потоків в каналі фурми, а також визначити, чи є сформовані потоки ламінарними або турбулентними. Це пов'язано з тим, що турбулентні течії є складно прогнозованими, оскільки картина перебігу може постійно змінюватися при постійних значеннях зовнішніх умов. Також важливим аспектом при вивченні процесу формування газопорошкових потоків є визначення, яким чином змінюється кінетична енергія турбулентного середовища при введенні в неї дисперсних частинок - збільшується або зменшується.

Для круглих, повністю заповнених труб критичне число Рейнольдса, при якому ламінарний потік переходить в турбулентний, має значення $Re_{кр} = 956$. Математичні розрахунки числа Рейнольдса для фурм показали, що газові потоки (за відсутності подачі порошку) є турбулентними, тобто $Re \geq Re_{кр}$ (табл. 3.1).

Таблиця 3.1 Значення чисел Рейнольдса для досліджуваних фурм при подачі газу $Q_g = 2,7 \cdot 10^{-4} \text{ м}^3/\text{с}$.

№ фурми	1	2	3	4	5	6
Число Рейнольдса	5606	5225	5800	5648	5485	5545

Для даних фурм з вихідними діаметрами центрального каналу 4 - 5 мм критичне значення газового потоку, при якому ще зберігається ламінарний режим, $Q_{кр}$ становить $4,2.. 5,4 \cdot 10^{-5} \text{ м}^3/\text{с}$.

Однак, чисельне значення числа Рейнольдса дає тільки якісну характеристику потоку в деякій області. Моделювання даних процесів проводили з метою дослідження областей, в межах яких можуть утворюватися турбулентні потоки, і визначення зон найбільшої турбулентності.

У результаті досліджень визначено області підвищеної турбулентності (рис. 3.1), в яких при подачі дисперсного матеріалу можуть виникати зони концентрації частинок. При подальшому накладення лазерного променя це веде до перегріву сипучих матеріалів, залучених в утворені повітряні вихори, а в разі фурм з внутрішнім формуванням потоку – призводить до налипання частинок на внутрішніх стінках каналу. Зі збільшенням прискорюючого потоку газу значення турбулентної енергії k зростає.

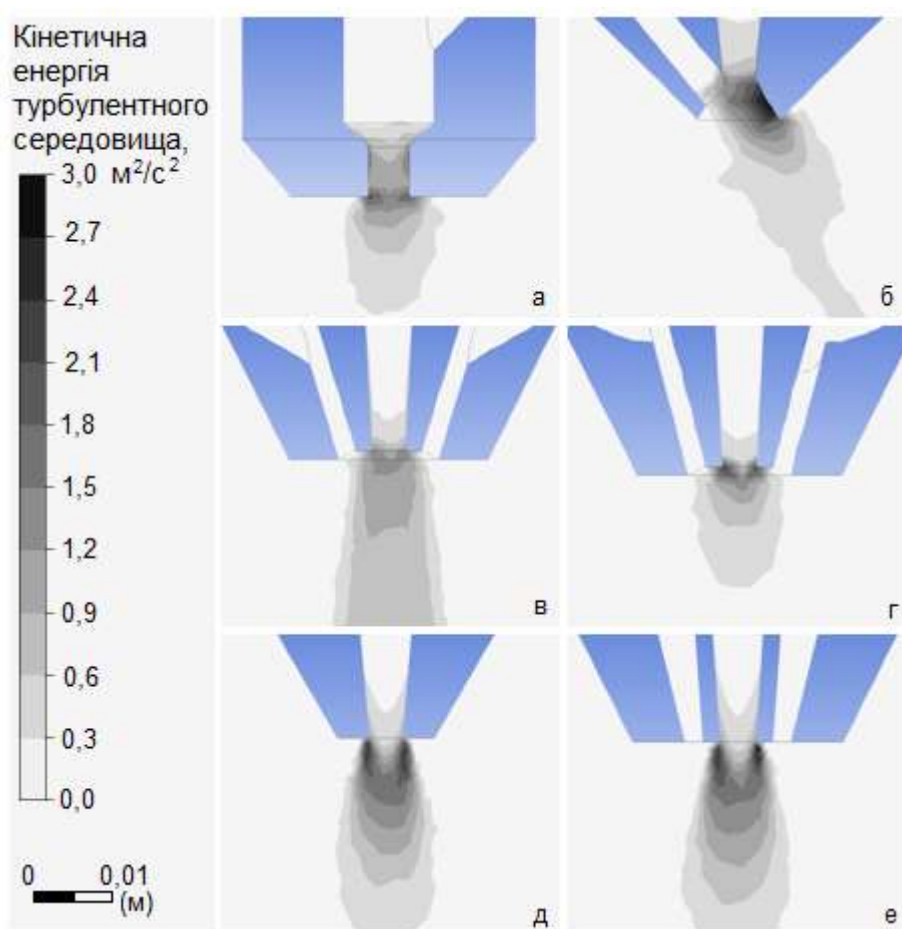


Рис 3.1. Кінетична енергія турбулентних газових потоків при значенні $Q_c = 2,7 \cdot 10^{-4} \text{ м}^3/\text{с}$.

Далі було досліджено вплив дисперсної складової на турбулентність.

Введення дисперсних частинок в турбулентний газовий потік впливає на значення кінетичної енергії турбулентного середовища і може призвести як до її збільшення, так і зменшення. Визначити вплив дисперсної фази на розвиток турбулентності в середовищі можна за допомогою імпульсного числа частинки Pa_{Re} [82]:

$$Pa_{Re} = \frac{1}{18} \frac{Re_L^2}{Re_q} \frac{\rho_q}{\rho_p} \left(\frac{d_q}{L_T} \right)^3, \quad (3.1)$$

де Re_L - число Рейнольдса для середовища (газу), Re_q - число Рейнольдса дисперсної частинки, L_T - характерний розмір турбулентного середовища.

$$Re_L = \frac{v_z D_r}{\nu}, \quad (3.2)$$

де v_r – швидкість газового потоку, м/с; D_r – гідравлічний діаметр, м.

Для слабозапиленних потоків і газосуспензій нехтуємо умовами обмеженості руху частинок, тобто вплив сусідніх частинок або повністю відсутній, або порівняно невелик, і гідродинамічна картина в потоці в основному визначається незалежною поведінкою окремих частинок. Впливом стінок каналу також можна знехтувати, т. як. виконується умова $D_{\max}/d_{q \min} \geq 10$. Тоді Re_q визначається як [83]:

$$Re_q = \frac{v_{зс} \cdot d_q}{\nu}, \quad (3.3)$$

де $v_{зс}$ – звужуюча швидкість газу, яка визначається за формулою Стокса (формула 2.26).

Тоді

$$Re_q = \frac{d_q^3 g (\rho_q - \rho_p)}{18 \nu^2 \rho_p}, \quad (3.4)$$

При цьому формула (3.3) не враховує вплив кількості частинок в потоці на кінетичну енергію турбулентних вихорів. Для врахування масової витрати порошку в формулу (3.4) вводимо параметр миттєвої об'ємної концентрації частинок в газопорошковому потоці β :

$$\beta = \frac{v_{\pi}}{v_{\pi} + v_r} = \frac{Q_{\pi}}{Q_{\pi} + Q_r} = \frac{v_{\pi} \cdot S_{\pi}}{v_{\pi} \cdot S_{\pi} + v_r \cdot S_r}, \quad (3.5)$$

де V_n – об’єм порошку, м^3 ; V_r – об’єм газу, м^3 ; v_n – швидкість порошкового потоку, м/с ; S_n – площа поперечного перетину порошкового потоку, м^2 ; S_r – площа поперечного перетину газового потоку, м^2 .

Тоді:

$$Re_{\text{ч}} = \frac{Ar_{\text{ч}}(1-\beta)^{4,8}}{18+0,61(1-\beta)^{3,8} \sqrt{Ar_{\text{ч}}[1+(\rho_{\text{ч}}-\rho_p)\beta/\rho_p]}}, \quad (3.6)$$

Де $Ar_{\text{ч}}$ - критерій Архімеда для твердої компоненти.

$$Ar_{\text{ч}} = \frac{d_{\text{ч}}^3 g (\rho_{\text{ч}} - \rho_p)}{v^2 \rho_p}, \quad (3.7)$$

При значеннях $Re_L < 1,5 \cdot 10^3 \cdot Pa_{Re}^{1/2}$ (або $Pa_{Re} < 3$) відбувається посилення турбулентної течії, а при $Re_L > 1,5 \cdot 10^3 \cdot Pa_{Re}^{1/2}$ (або $Pa_{Re} > 3$) – її ослаблення.

Для кожного значення загального потоку газу розраховували величину числа Рейнольдса для середовища Re_L і значення числа Pa_{Re} в залежності від кількості порошку, який подається.

Дослідження формування дисперсних потоків проводили в області витрат прискорюючого потоку газу $Q_{\text{пр}} = 2,3..3,4 \cdot 10^{-4} \text{ м}^3/\text{с}$ та витратах порошкової складової $Q_n = 1,16.. 8,4 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{с}$.

На підставі проведених розрахунків можна зробити висновок про якісну залежність параметрів газопорошкового потоку (витрати газу, витрати порошку, щільності матеріалу порошку, діаметра частинок), а також геометричних розмірів фурми на величину турбулентності газопорошкових потоків.

При сталому значенні діаметра вихідного каналу фурми збільшення таких параметрів, як щільність матеріалу частинок, витрата порошку та загальна витрата газу призводить до збільшення різниці значень величин Re_L і $1,5 \cdot 10^3 \cdot Pa_{Re}^{1/2}$ із збереженням нерівності $Re_L < 1,5 \cdot 10^3 \cdot Pa_{Re}^{1/2}$, тобто веде до зростання турбулентної енергії в досліджуваній області (рис. 3.2).

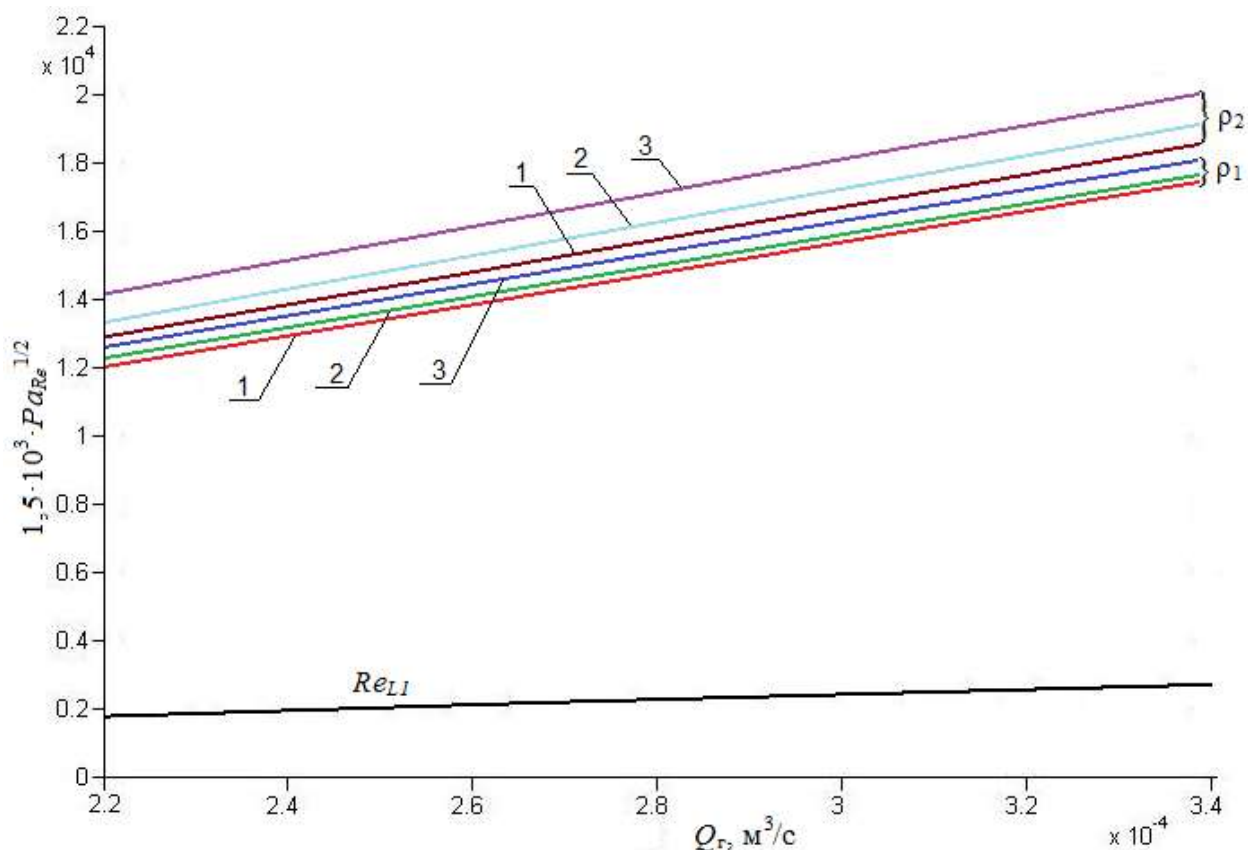


Рис. 3.2. Вплив щільності частки на турбулентність потоку ; $\rho_1 = 3970$ кг/м³, $\rho_2 = 7750$ кг/м³, 1 – $Q_{п} = 1,16 \cdot 10^{-8}$ м³/с, 2 – $Q_{п} = 3,6 \cdot 10^{-8}$ м³/с, 3 – $Q_{п} = 8,4 \cdot 10^{-8}$ м³/с, $d_q = 100$ мкм, число Re_{L1} розраховане для значення $D = 12$ мм.

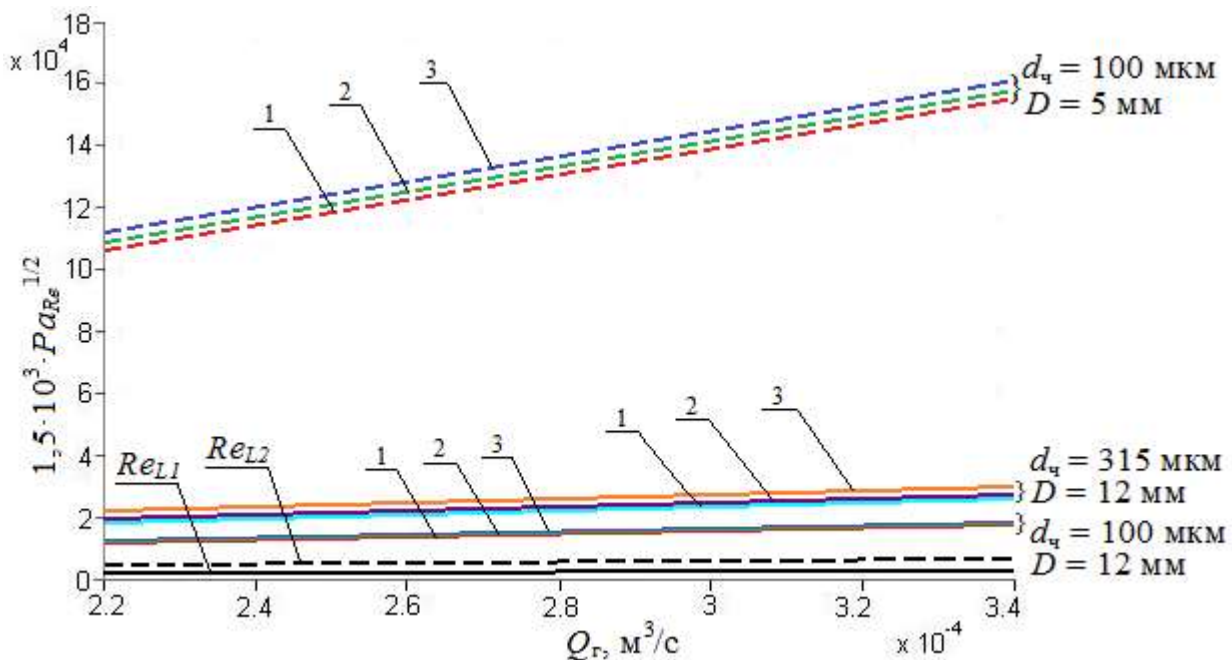


Рис. 3.3. Вплив діаметра частинки і діаметра фурми на турбулентність потоку; 1 – $Q_{п} = 1,16 \cdot 10^{-8}$ м³/с, 2 – $Q_{п} = 3,6 \cdot 10^{-8}$ м³/с, 3 – $Q_{п} = 8,4 \cdot 10^{-8}$ м³/с, $\rho = 3970$ кг/м³, Re_{L2} розраховане для значення $D = 5$ мм.

Зменшення кінетичної енергії турбулентних вихрів (відповідно до критерію Рейнольдса) можна домогтися лише за рахунок збільшення діаметра вихідного каналу фурми (рис. 3.3).

Хоча збільшення інших параметрів призводить до посилення наявної турбулентності газових вихрів, отримані дані свідчать про те, що оскільки значення числа Рейнольдса для рідини Re_L не залежить від властивостей частинок (густини та діаметру), частинки меншого діаметру та/або меншої густини будуть спричиняти менше зростання турбулентності у порівнянні з більш масивними та крупними частинками.

3.2. Формування сфокусованих газопорошкових потоків за допомогою різних фурм

Критерієм оптимальної подачі дисперсної складової в зону впливу лазерного променя є формування сфокусованого порошкового потоку в фокальній площині лазерного випромінювання і відповідність форми газопорошкового потоку апертурі лазерного променя. Передбачається, що за таких умов можна досягати рівномірного та повного нагріву всього об'єму присадного матеріалу.

Експериментальні дослідження областей розподілу порошкових матеріалів показали, що значення миттєвої об'ємної концентрації частинок порошку у поперечному перерізі газопорошкового потоку, сформованого фурмою №1, має розподіл гаусового типу. Це має місце як для металевих порошків, так і для неметалевих на будь-якій відстані від фурми H (рис. 3.4 а, рис.3.5 а, рис.3.6 а, рис.3.7 а).

Із збільшенням відстані H до 33 мм для фурм №1 і №2 спостерігається невелике зростання площі порошкової плями у воді із незначним зменшенням її висоти (рис. 3.5 а, б). Тобто можна сказати, що розпилення газопорошкових потоків, сформованих цими фурмами, невелике.

Для фурми №3 з двома протилежно розташованими транспортуючими каналами, яка розташована на відстані $H = 15$ мм від поверхні води, два газопорошкових потоки, перекриваючи один одного, формують єдиний газопорошковий потік з розподілом порошку гаусового типу (рис. 3.4 в, рис. 3.6 в). Із збільшення відстані H до 33 мм протилежно напрямлені газопорошкові потоки розходяться у протилежні сторони, формуючи загальний потік із двома піками (рис. 3.5 в, рис. 3.7 в). Також спостерігається розпилення порошкового потоку. Для більш легкої дисперсної фази Fe_2O_3 спостерігається два піки розподілу, а також значне розпилення порошку, із значним зменшенням піків (рис. 3.7 в).

На відміну від фурми №3 у фурмі №4 реалізовано обертання газопорошкових потоків відносно центральної вісі із збереженням решти геометричних параметрів конструкції фурми. Подавання порошку таким способом дозволяє уникнути роздвоєння загального порошкового потоку для металевого порошку, для будь-якого значення H також формується потік гаусового типу (рис. 3.4 г, 3.5 г). У разі подачі за допомогою фурми №4 більш легкого та дрібнодисперсного порошку оксиду заліза спостерігається значне розпорошення частинок порошку, сформований загальний порошковий потік на будь-якій відстані H має два піка концентрації порошків (рис. 3.6 г, рис. 3.7 г).

Видовження конструкції фурми із внутрішнім формуванням потоку при подачі металевого порошку призводить до формування розподілу частинок аналогічно фурмі №1 (рис. 3.4 д, рис. 3.5 д). При значенні $H = 33$ мм присутнє дуже незначне розпорошення частинок (рис. 3.5 д). При подаванні неметалевих частинок внаслідок наявності обертання газопорошкових потоків утворюється сконцентрований загальний потік з двома піками, вид розподілу і величина піка не змінюються із збільшенням величини H (рис. 3.6 д, рис. 3.7 д).

Застосування видовженої фурми №6 із зовнішнім формуванням потоку призводить до формування металевого порошкового потоку із найбільшою

площею покриття поверхні у порівнянні з розглянутими фурмами (рис. 3.4 е, рис. 3.5 е). Також для більш легких неметалевих частинок спостерігається розпилення порошку при збільшенні відстані H (рис. 3.6 е, 3.7 е).

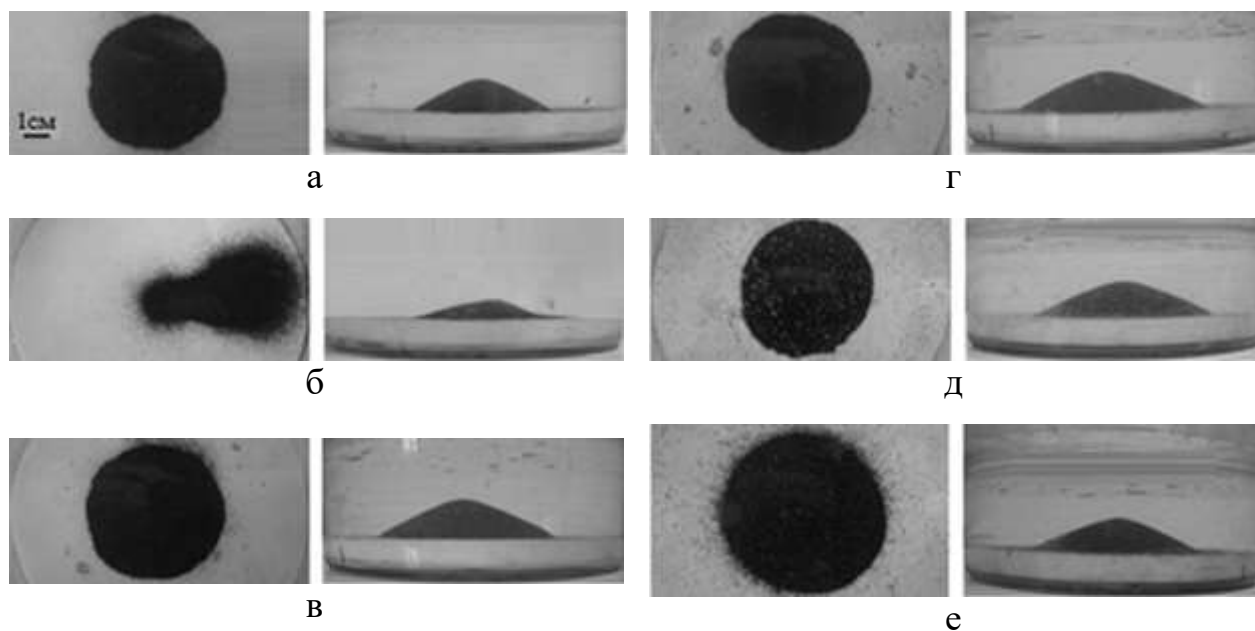


Рис. 3.4. Профілі областей розподілу частинок порошку 09X18 у воді при $H = 15$ мм: а) фурма №1, б) фурма №2, в) фурма №3, г) фурма №4, д) фурма №5, е) фурма №6.

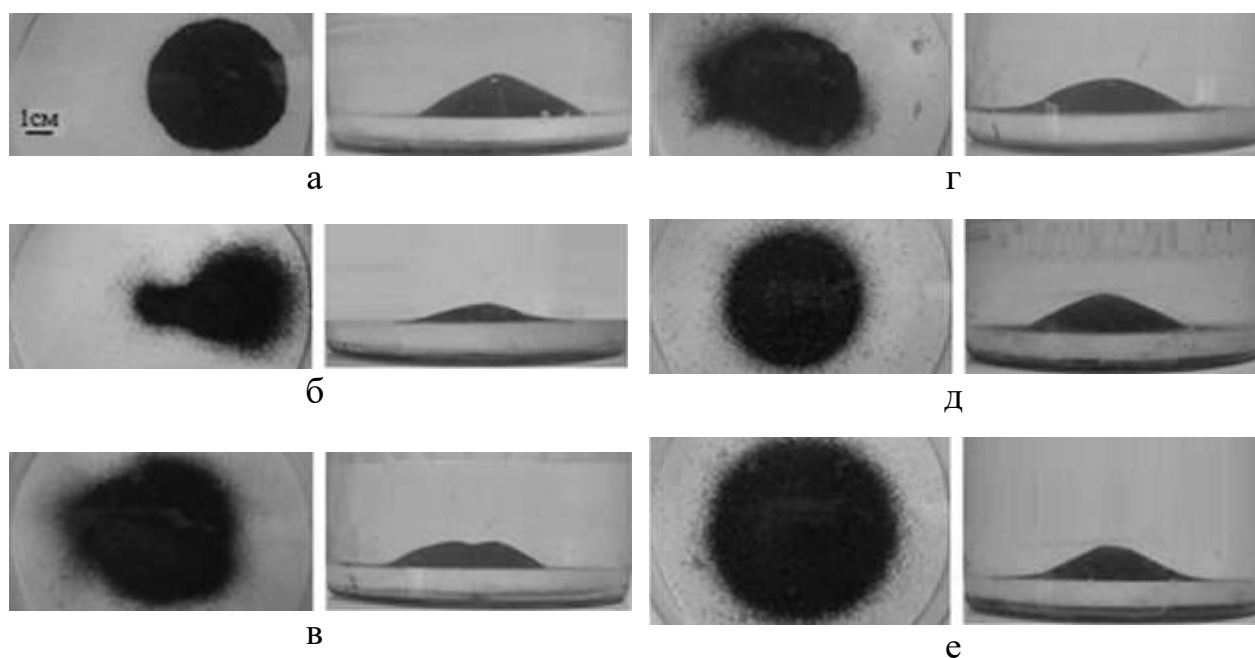


Рис. 3.5. Профілі областей розподілу часток порошку 09X18 у воді при $H = 33$ мм: а) фурма №1, б) фурма №2, в) фурма №3, г) фурма №4, д) фурма №5, е) фурма №6.

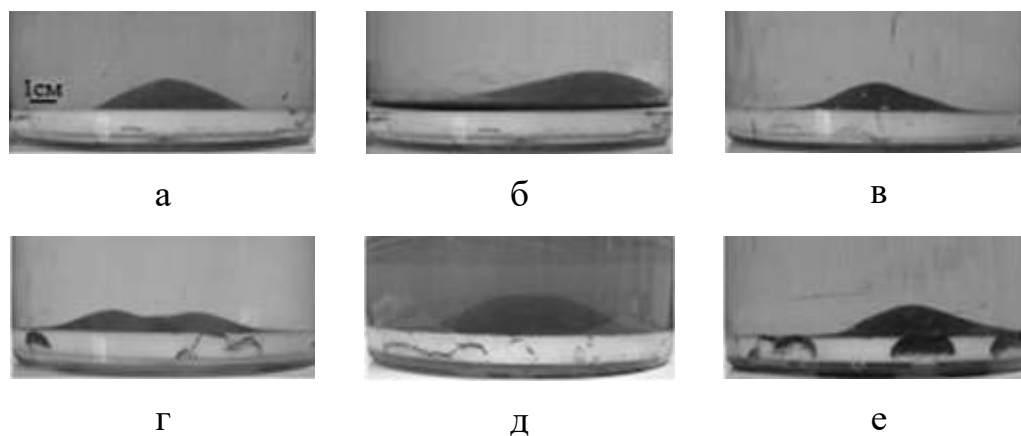


Рис. 3.6. Профілі областей розподілу частинок порошку Fe_2O_3 у воді при $H = 15$: а - фурма №1, б - фурма №2, в - фурма №3, г - фурма №4, д - фурма №5, е - фурма №6.

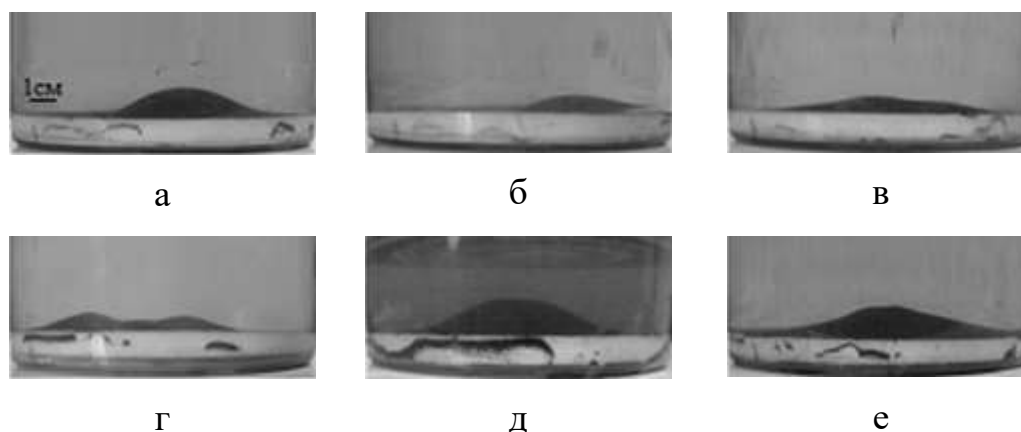


Рис. 3.7. Профілі областей розподілу частинок порошку Fe_2O_3 у воді при $H = 33$: а - фурма №1, б - фурма №2, в - фурма №3, г - фурма №4, д - фурма №5, е - фурма №6.

Таким чином, фурми із внутрішнім формуванням потоку №№ 1, 2, 5 утворюють доволі сконцентровані газопорошкові потоки, із збільшенням відстані H розпилення частинок порошку майже не відбувається. А фурми із зовнішнім формуванням (№№ 3, 4, 6) сприяють розпиленню порошку по оброблюваній поверхні, однак концентрація частинок уздовж центральної вісі може бути менша за периферійну, що впливає на ефективність нагріву всього об'єму порошку та коефіцієнт корисної дії пристрою (фурми).

Експериментальні методи дослідження формування порошкових матеріалів в області впливу лазерного випромінювання за допомогою різних фурм дають можливість тільки візуально і якісно оцінити характер

просторового розподілу порошку і тільки за межами фурми [84]. Для точного кількісного аналізу та дослідження руху сипучих матеріалів всередині фурм застосовували чисельні методи.

Для визначення закономірностей формування порошкових потоків і факторів, що впливають на параметри перетяжки дисперсного матеріалу, такі як місце знаходження перетяжки та її діаметр, розглянуті особливості дисперсних потоків і принципи їх формування з використанням фурм різних конструкцій.

При цьому для прогнозування характеру нагріву частинок і їх температури об'ємна частка порошку в перетяжці газопорошкового потоку β_f повинна бути близькою до початкового значення $\beta_{\text{поч}}$, тобто розпорошення частинок за межі зони впливу лазерного променя в фокусі повинно бути мінімальним [85].

Для моделювання використовували частинки зі сталі марки 09X18 з щільністю $7,854 \cdot 10^3 \text{ кг/м}^3$ і масовою витратою порошку $6,468 \cdot 10^{-4} \text{ кг/с}$, і керамічні частинки складу Fe_2O_3 з щільністю $5,24 \cdot 10^3 \text{ кг/м}^3$ та витратою $4,31 \cdot 10^{-4} \text{ кг/с}$. Значення загальної масової витрати повітря становило $2,8 \cdot 10^{-4} \text{ кг/с}$. Таким чином, моделювався рух потоку газової суспензії із середнім значенням $\beta_{\text{поч}} = 0,0025$ [83]. Дисперсність частинок становила 50 .. 200 мкм.

Отримані максимальні значення β для кожної фурми можна інтерпретувати як перетяжку порошкового потоку, що дає можливість визначити її місце розташування – відстань від зрізу фурми f (рис. 3.8).

Аналіз результатів досліджень показує, що щільність сфокусованих порошкових потоків пов'язана з тиском усередині фурм і в області, близької до їх виходу. Порівняння результатів миттєвої об'ємної частки порошку в потоці для різних фурм свідчить про те, що чим більше загальний тиск, що створюється газопорошковим потоком всередині фурми, тим менше миттєва концентрація частинок порошку в перетяжці β_f (рис. 3.9, 3.10).

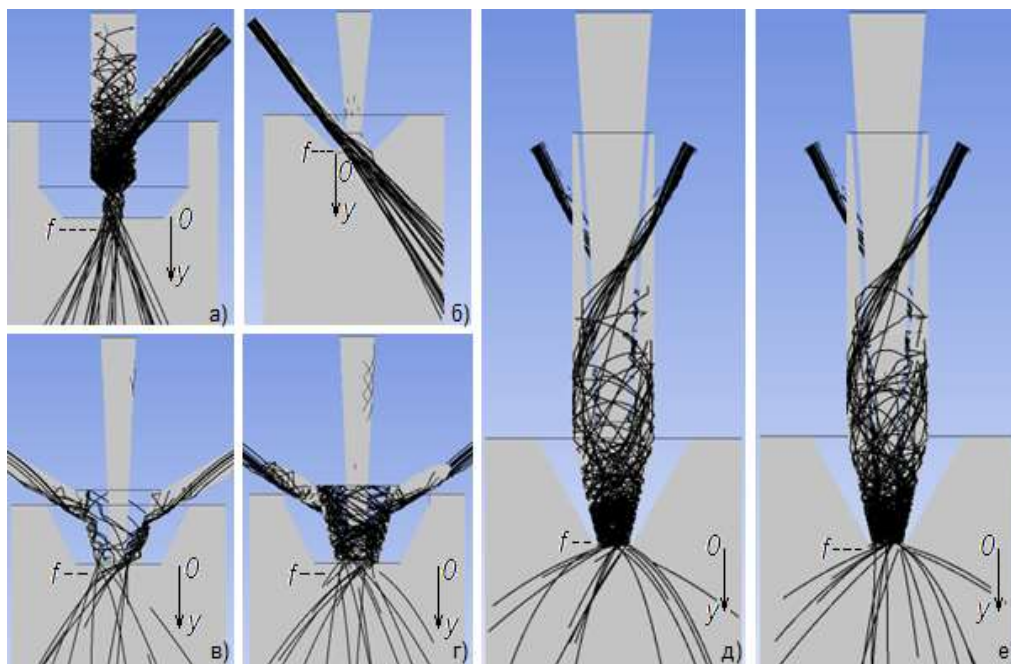


Рис. 3.8. Розрахункові дані треків частинок 09X18 у фурмах: а - фурма №1, б - фурма №2, в - фурма №3, г - фурма №4, д - фурма №5, е - фурма №6.

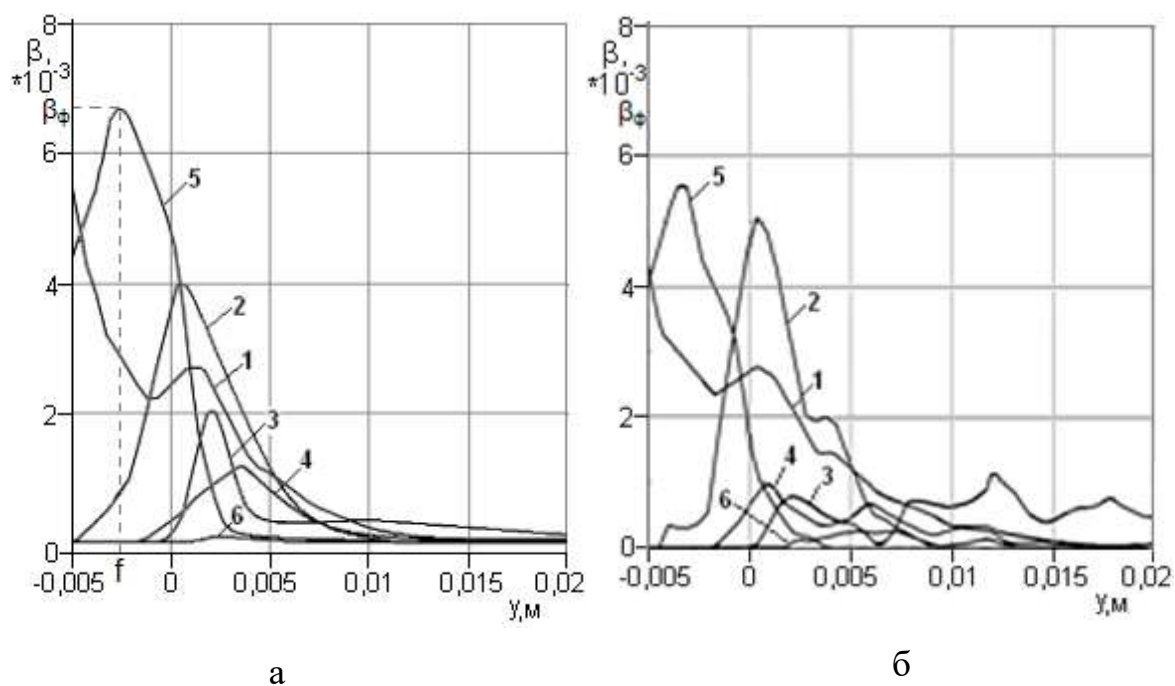


Рис. 3.9 – Зміна миттєвої об'ємної концентрації частинок порошку 09X18 (а) і Fe_2O_3 (б) в газопорошкових потоках, які сформовано за допомогою різних фурм: а - фурма №1, б - фурма №2, в - фурма №3, г - фурма №4, д - фурма №5, е - фурма №6.

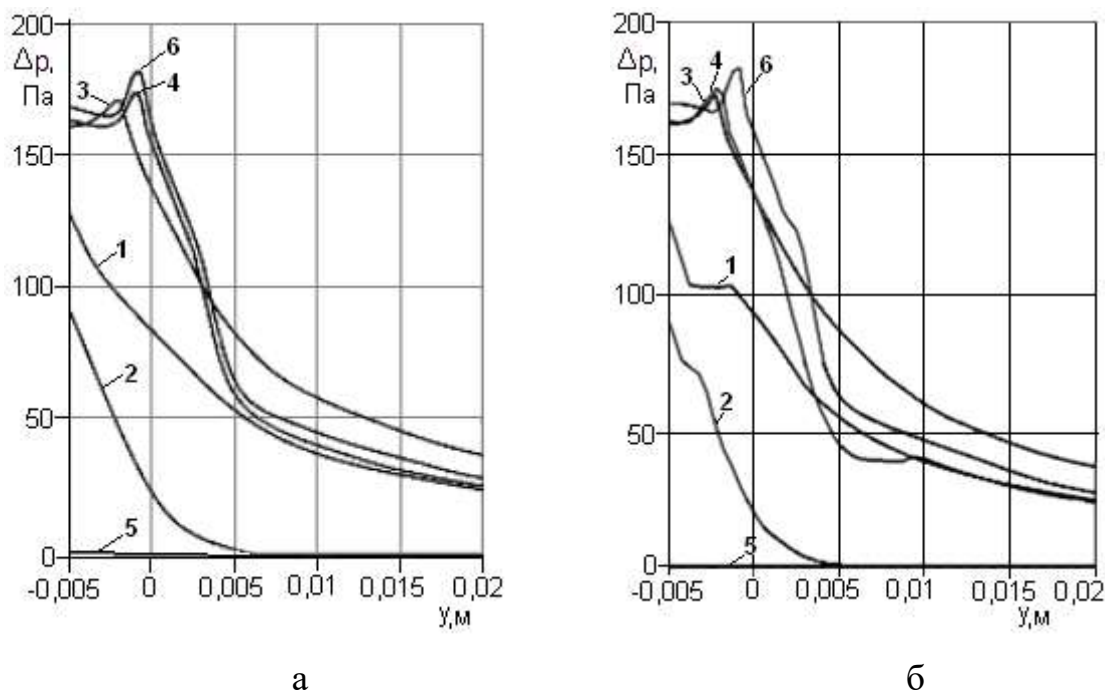


Рис. 3.10 Значення надлишкового тиску в каналах фурм і поза ними при подачі частинок порошку 09X18 (а) і Fe_2O_3 (б) у різних фурмах: а - фурма №1, б - фурма №2, в - фурма №3, г - фурма №4, д - фурма №5, е - фурма №6. $\Delta p = p - p_{\text{атм}}$, p – тиск у потоках, що формуються фурмами, $p_{\text{атм}} = 101325$ Па.

Незважаючи на те, що між величиною тиску і $\beta_{\text{ф}}$ не може бути встановлений прямий взаємозв'язок, обидва параметри залежать від конструкції і розмірів внутрішніх каналів фурм.

Тому, за величиною тиску непрямым чином можна судити, в яких межах буде знаходитися значення $\beta_{\text{ф}}$, і наскільки воно буде відрізнятися від $\beta_{\text{поч}}$.

Для фурм з внутрішнім формуванням і опроміненням потоку (рис.3.9, лінії 1, 2, 5) значення β вище, ніж для фурм із зовнішньої обробкою (рис. 3.9, лінії 3, 4, 6). Це закономірно пояснюється тим, що частинки, потрапляючи у внутрішній канал фурми, багаторазово зіштовхуються з його стінками, не виходячи за його межі. Відмінність між фурмами 1, 2 і 5 в довжині ділянки внутрішнього каналу, де формується порошковий потік. Фурма 5 має найбільш подовжену конструкцію, в результаті всередині такої фурми створюється більш сконцентрований потік з миттєвою об'ємною

концентрацією у перетяжці $\beta_{\text{ф}}$, яка перевищує $\beta_{\text{поч}}$ в 2,6 разів. В результаті фурма 1 формує на виході сфокусований порошковий потік, не змінюючи початкову концентрацію дисперсних частинок в газі, а у випадку застосування фурм 2 і 5 можлива подача менш концентрованого потоку, ніж необхідно в області фокуса лазерного променя.

Характерно, що в фурмах з подачею дисперсного матеріалу в навколишнє середовище (рис. 3.9, лінії 3, 4, 6) β і $\beta_{\text{ф}}$ не досягають значення $\beta_{\text{поч}}$. При подачі дисперсного матеріалу перпендикулярно внутрішньому каналу (рис. 3.9, лінія 3) $\beta_{\text{ф}}$ більше, ніж для фурми з подачею порошку по дотичній (рис. 3.9, лінія 4), оскільки в другому випадку на виході формується газопорошкового потік, який обертається, і відцентрова сила, яка діє на частинки, сприяє їх розсіюванню відносно центральної вісі фурми. Збільшення довжини фурми, в тому числі і каналу, де формується газопорошкового потік, призводить до збільшення тиску і швидкості потоку, в результаті відцентрова сила зростає і ще більше розсіює частинки на виході. Значення $\beta_{\text{ф}}$ досягає значень $4,4 \cdot 10^{-5}$ (рис. 3.9, лінія 6), що відповідає слабозапиленним потокам. При обробці таких потоків значна частина лазерного випромінювання проходить крізь порошковий потік і крім нагрівання частинок може бути використана для нагрівання матеріалу, на який наносять дисперсний матеріал. Недоліком даних пристроїв є неефективне використання легуючих елементів внаслідок того, що велика кількість порошкового матеріалу розсіюється за межі сфокусованого лазерного випромінювання.

Таким чином, отримані розрахункові значення β дають можливість не тільки точно визначити місце розташування перетяжки порошкового потоку f , а й сприяють подальшому прогнозуванню величини і характеру теплового нагріву отриманих порошкових потоків при їх обробці лазерним випромінюванням.

3.3. Формування каверн газовими і газолазерними потоками

У процесі замішування нагрітих лазерним променем частинок порошкового матеріалу в матрицю розплаву слід враховувати, що сумарний газовий потік формує в об'ємі рідкої фази газову каверну [86, 87].

Проведені експериментальні дослідження (рис. 3.11 а, б, в; рис. 3.12 а, б, в) та розрахунки (рис. 3.11 г, д, е; рис. 3.12 г, д, е) зміни форми та глибини газової каверни L при заглибленні (рис. 3.11) та без заглиблення (рис. 3.12) фурм у модельну рідину в залежності від їх конструкцій та швидкості прискорюючого газового потоку $v_{\text{пр}}$, значення якого лежить в межах від 2,93 до 3,85 м/с.

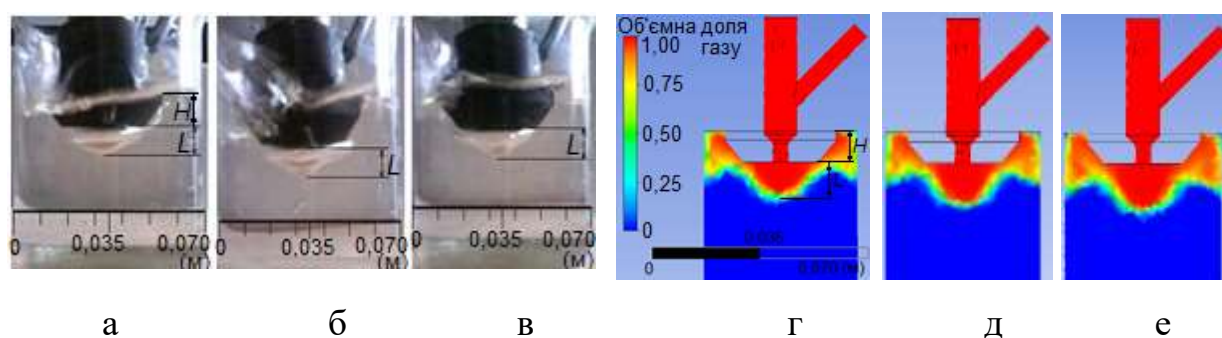


Рис. 3.11. Вид газових каверн при заглибленні фурми № 1 у воду на 10 мм; а, б, в - фото експерименту, г, д, е - розрахункові дані. Швидкість прискорюючого потоку газу $v_{\text{пр}}$: а, г – 2,93 м/с; б, д – 3,4 м/с; в, е – 3,85 м/с, $H = 10$ мм.

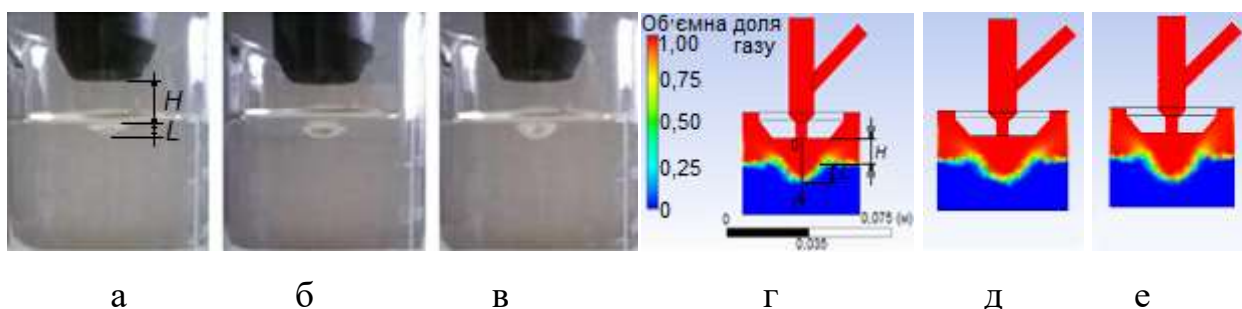


Рис. 3.12. Формування каверн при подачі газових потоків за допомогою фурми № 1 на поверхню води без її заглиблення: а, б, в – фото експерименту; г, д, е – розрахункові дані. Швидкість прискорюючого потоку газу $v_{\text{пр}}$: а, г – 2,93 м/с; б, д – 3,4 м/с; в, е – 3,85 м/с, $H = 10$ мм.

У зв'язку з хорошою збіжністю отриманих експериментальних даних із розрахунковими для решти досліджуваних фурм провели математичне моделювання утворення газових каверн у воді.

Не дивлячись на несиметричну подачу транспортуючого газового потоку в фурмі 1, під час продування в рідині утворюється каверна, осесиметрична відносно центральної вісі фурми Oy (рис. 3.13 а). Така форма каверни сприятиме рівномірній і одночасній взаємодії дисперсних частинок з рідким розплавом.

При застосуванні фурми 2 в каверні спостерігається асиметрія відносно вісі Oy в площині XU , каверна зміщена в напрямку руху транспортуючого потоку газу (рис. 3.13 б).

Фурми 3 і 4 утворюють подібні між собою за формою та розмірами газові області, які розташовані симетрично відносно вісі Oy (рис. 3.13 в, г).

Розрахунки для фурми 5 показали, що в площині поздовжнього перетину фурми утворюється каверна, за формою близька до півсфері, яка також осесиметрична відносно центральної вісі фурми (рис. 3.13 д).

Конструкція фурми 6 з подовженими каналами формування потоків аналогічна фурмі 5, але з областю змішування потоків і опромінення, яка винесена за межі фурми, як і в конструкції 4, при зануренні утворює більш глибоку каверну в порівнянні з вище розглянутими. Ефективна турбулізація потоку забезпечує утворення стабільної центральної зони і вихрових зон по периферії каверни (рис. 3.13 е).

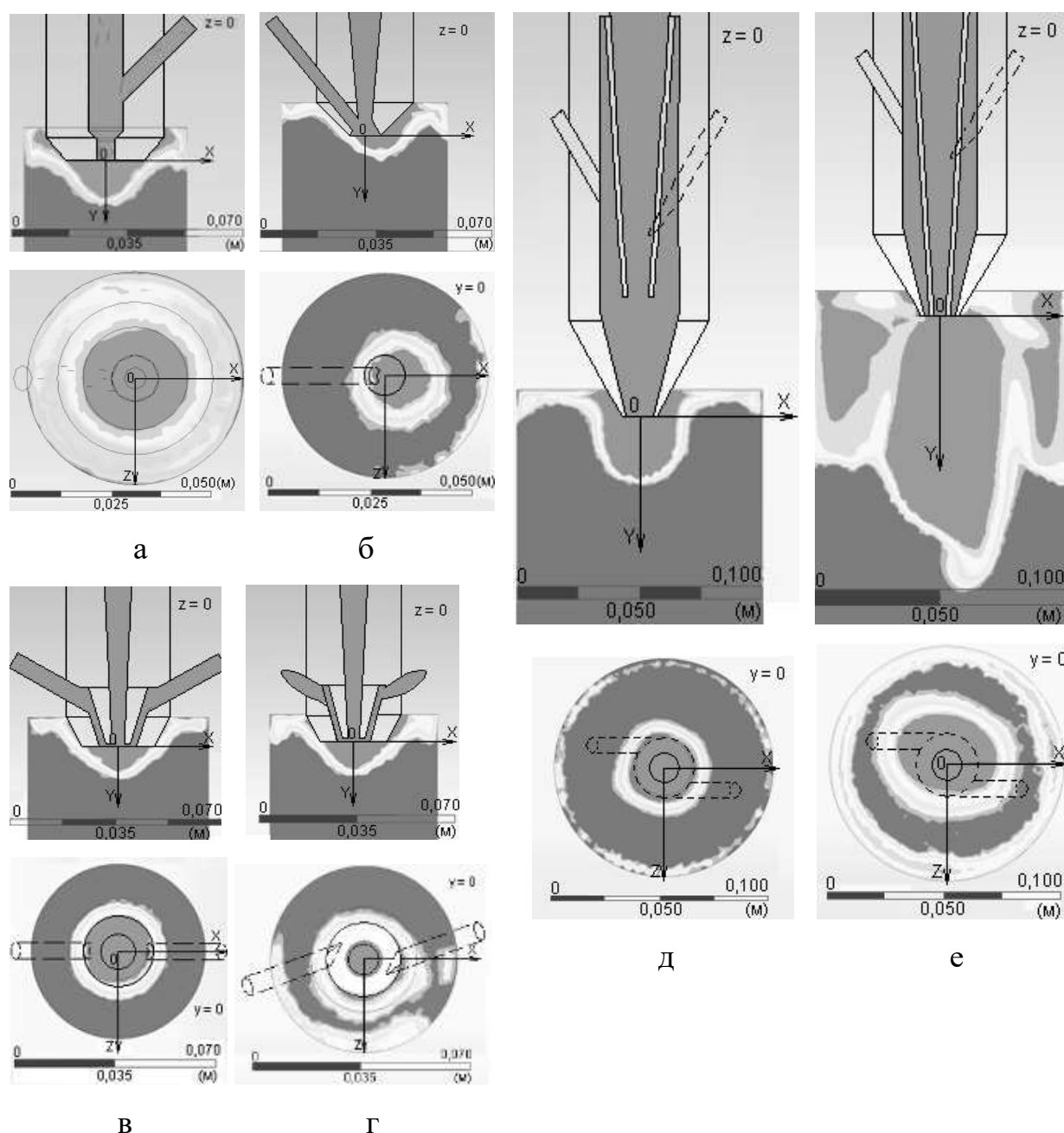


Рис. 3.13. Форми каверн при подачі газових потоків за допомогою фурм різних конструкцій при їх заглибленні у воду на відстань $H = 10$ мм. Швидкість прискорюючого потоку газу $v_{пр} = 2,93$ м/с; а – фурма №1, б – фурма №2, в – фурма №3, г – фурма №4, д – фурма №5, е – фурма №6.

Графіки глибин газових каверн та швидкостей газу всередині них при заглибленні фурм на відстань $H = 10$ мм представлено на рисунках 3.14 - 3.17. При цьому від 95 до 100% об'ємної долі газу інтерпретується як границя газової каверни у рідині. Довжини каверн вираховувались удовж вісі Oy до перетину з їх границями (відповідними графіками).

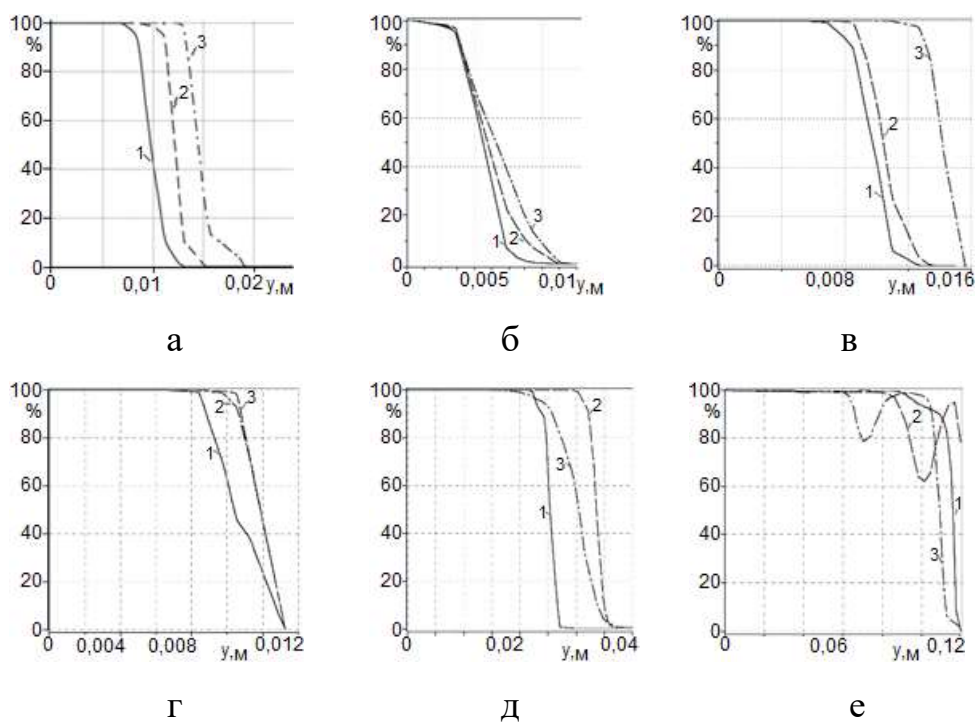


Рис. 3.14. Об'ємна доля газу (%) у кавернах вздовж вісі Oy при використанні фурм: а - №1, б - №2, в - №3, г - №4, д - №5, е - №6; 1 - $v_{пр} = 2,93$ м/с; 2 - $v_{пр} = 3,4$ м/с; 3 - $v_{пр} = 3,85$ м/с.

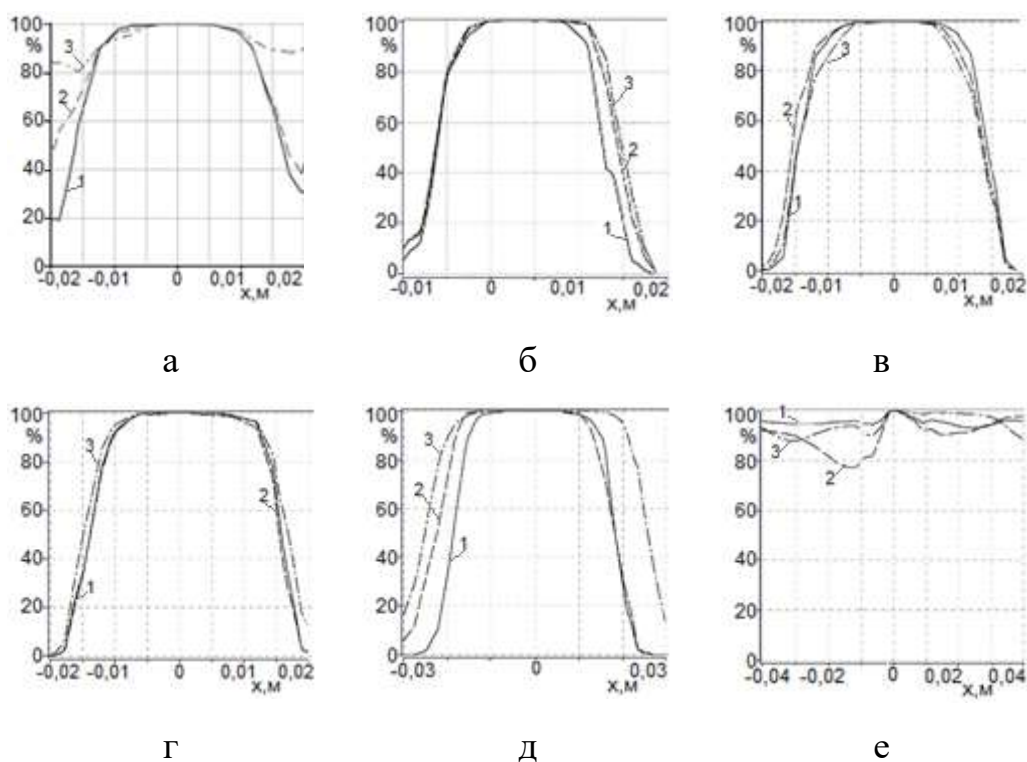


Рис. 3.15. Об'ємна доля газу (%) у кавернах вздовж вісі Ox при використанні фурм: а - №1, б - №2, в - №3, г - №4, д - №5, е - №6; 1 - $v_{пр} = 2,93$ м/с; 2 - $v_{пр} = 3,4$ м/с; 3 - $v_{пр} = 3,85$ м/с.

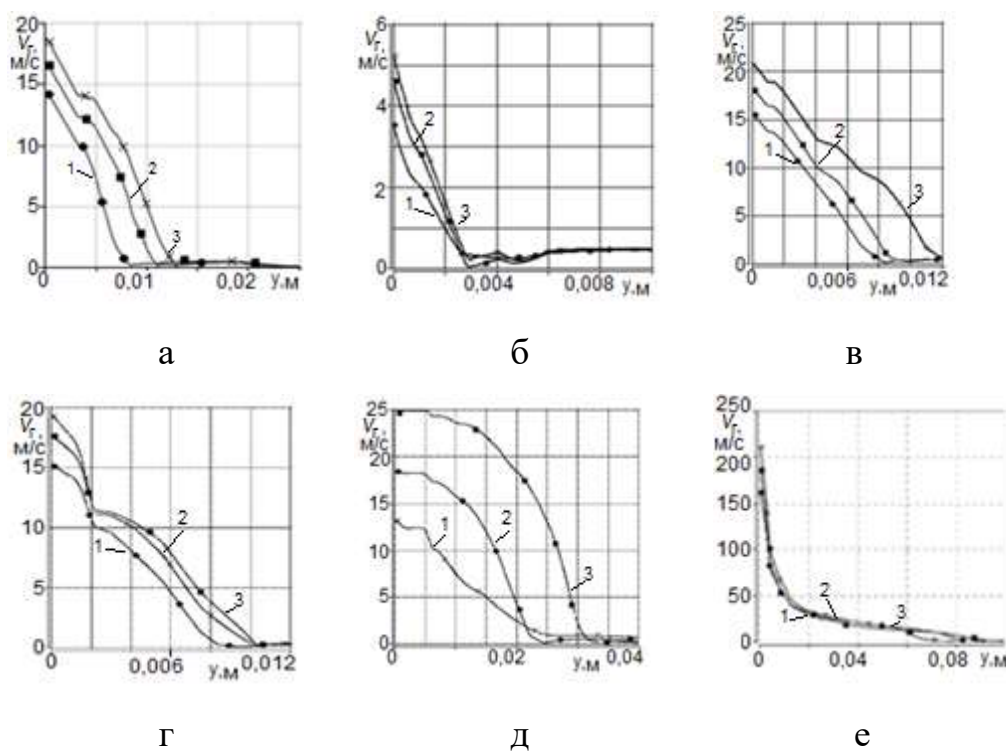


Рис. 3.16. Розподіл швидкостей газових потоків всередині каверн вздовж вісі Oy для фурм: а - №1, б - №2, в - №3, г - №4, д - №5, е - №6; 1 - $v_{пр} = 2,93$ м/с; 2 - $v_{пр} = 3,4$ м/с; 3 - $v_{пр} = 3,85$ м/с.

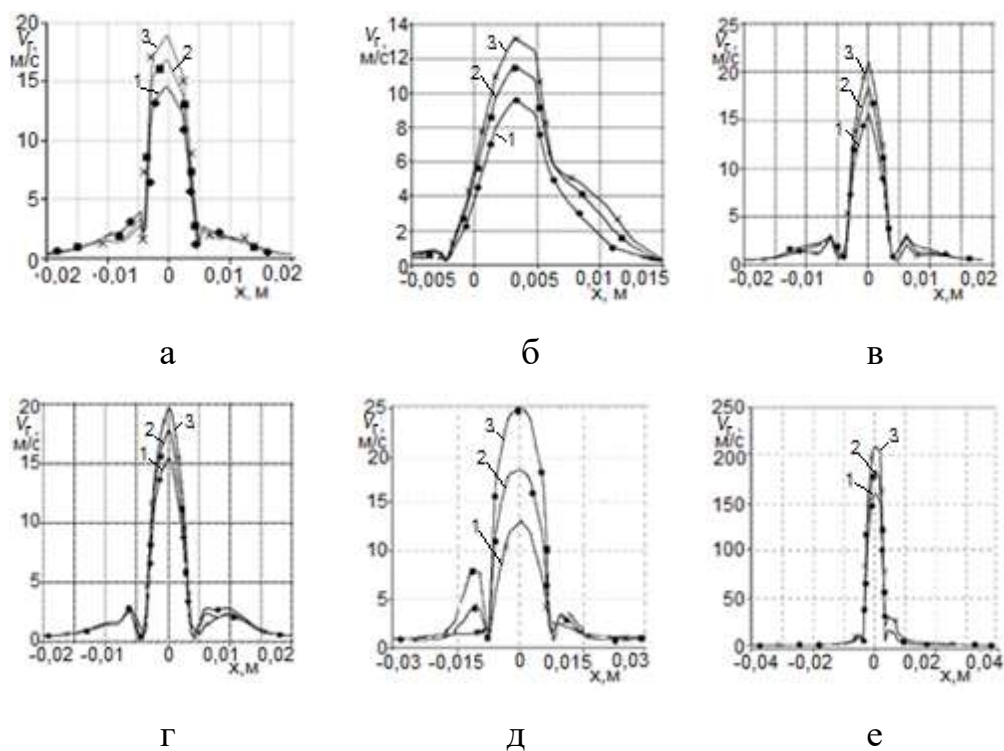


Рис. 3.17. Розподіл швидкостей газових потоків всередині каверн вздовж вісі Ox для фурм: а - №1, б - №2, в - №3, г - №4, д - №5, е - №6; 1 - $v_{пр} = 2,93$ м/с; 2 - $v_{пр} = 3,4$ м/с; 3 - $v_{пр} = 3,85$ м/с.

Також розраховані значення глибин каверн та швидкостей газових потоків при їхній подачі на поверхню рідини на відстані $H = 10$ мм (без заглиблення фурм). Дані, отримані при різних способах подачі газових потоків у рідину, наведені у таблиці 3.2.

Таблиця 3.2. Значення довжин газових каверн та швидкостей газових потоків при виході з фурм, $H = 10$ мм.

№ фур ми	Глибина каверни L , мм						$Ш$ видкість газу на виході з фурми v_{Γ} , м/с					
	Незаглиблена фурма			Заглиблена фурма			Незаглиблена фурма			Заглиблена фурма		
	$v_{\text{пр}}$, м/с											
	2,93	3,4	3,85	2,93	3,4	3,85	2,93	3,4	3,85	2,93	3,4	3,85
1	2,5	3,5	6	7	10	13	15	17	19	14	17	18
2	2	3	4	3	4	4	14,5	16,5	19	14	16	17
3	2	5	6	7	8	13	18	21	24	16	18	21
4	3	4	6	8	10	11	18	21	24	15	18	19
5	13	15	20	22	30	20	22	25	29	13	18	25
6	63	68	85	90	80	60	170	190	220	160	180	210

Отримані дані показали, що коротші фурми (1 - 4) з одним або двома транспортуючими каналами доцільно застосовувати для робочої зони (області, де формується суспензійний розплав), глибина якої не перевищує 2 - 13 мм при заглибленні фурми у рідину, так і при подачі газового потоку на поверхню. При потребі розширення діапазону розмірів робочої зони більш ефективно використовувати фурми з подовженою областю формування потоку (фурми 5, 6).

В обраному діапазоні значень швидкості прискорюючого потоку газу від 2,93 до 3,85 м/с глибина робочої зони для фурми 2 майже індиферентна до підвищення витрати газового потоку, що пов'язано з конструктивними

особливостями фурми. Газовий струмінь потрапляє на поверхню рідини під кутом, внаслідок чого відбувається його часткове розсіювання.

У фурмі 3 ефективно зростання глибини робочої зони спостерігається тільки в діапазоні значень $v_{\text{пр}} = 3,4 - 3,85$ м/с.

Для фурм 4 та 5 підвищення швидкостей газових потоків з метою збільшення глибини робочої зони понад $v_{\text{пр}} = 3,4$ м/с є нераціональним. Для фурми 4 спостерігається сповільнення росту глибини газової каверни. Це пов'язано з тим, що відцентрова сила збільшується із підвищенням $v_{\text{пр}}$, і сумарний газовий потік більше розсіюється в сторони.

При заглибленні фурм 5 та 6 при збільшенні $v_{\text{пр}}$ відбувається інтенсифікація турбулентних течій, що призводить до зростання границі розділу двох фаз. Внаслідок цього глибина газових каверн починає зменшуватися. Для фурми 6 граничним значення швидкості, при якому починається зменшення L є 2,93 м/с. Тим не менше, використання фурм 5 та 6 дозволяє проводити обробку матеріалів при менших витратах газу з утворенням більш глибокої каверни.

Заглиблення фурми у рідину сприяє збільшенню глибин каверн у всіх випадках у порівнянні із незаглибленим потоком. Причому, при заглибленні потоку відбувається незначне зменшення швидкостей потоків у порівнянні з його подачею на поверхню рідини. Отже, використання методу заглиблення фурми можна вважати більш ефективним, ніж подача газового потоку без його заглиблення.

Врахування форми і величини глибини каверни, а також отриманих даних значень швидкостей потоків дає можливість правильно оцінити час нагрівання частинок дисперсних матеріалів у полі лазерного випромінювання.

З метою визначення оптимального режиму продувки для процесу отримання литого композиційного матеріалу необхідно додатково дослідити

вплив величини заглиблення фурми в рідину на форму і величину каверни при різних витратах прискорюючого газу.

Оскільки експериментальні дослідження, проведені з використанням модельної рідини (води) мають хорошу збіжність із даними розрахунків та у зв'язку з тим, що гідродинамічний стан металічного розплаву при продувці газовими потоками дослідити експериментальними методами не можливо, для визначення оптимальних режимів заглиблення фурм у розплави були використані методи математичного моделювання.

Математичні розрахунки глибини газової каверни в воді і розплавах міді та алюмінію проведені на основі застосування критерію гідромеханічної подібності Рейнольдса [88].

У дослідженнях використовували стандартну фурму для формування газопорошкових потоків та лазерної обробки матеріалів з двома каналами: основним (центральним), через який подається захисний та прискорюючий потік газу, і транспортуючим (бічним) для подачі порошкових матеріалів (фурма №1).

Розрахунки проводили з урахуванням гідростатичного тиску і поверхневого натягу матеріалів розплавів, значення яких взяті при температурі плавлення, і без урахування стисливості газу і рідин.

Швидкості газових потоків становили: для транспортуючого каналу $v_{\text{тр}} = 1,47$ м/с, для основного каналу $v_{\text{пр}} = 2,4; 2,8; 3,2$ м/с.

Результати розрахунків глибин газових каверн в рідині показали, що зі збільшенням динамічної в'язкості матеріалу глибина газової каверни L зменшується (рис. 3.18). При заглибленні фурми до $H = 10$ мм тиск газу на поверхню рідини виявляється недостатнім, внаслідок чого утворюється широка газова каверна, яка охоплює всі стінки фурми, занурені в рідину. Найбільш це виражено для більш в'язких рідин (рис. 3.18, а). Зі збільшенням величини заглиблення H каверна стає більш вузькою, її глибина збільшується (рис. 3.18, б)

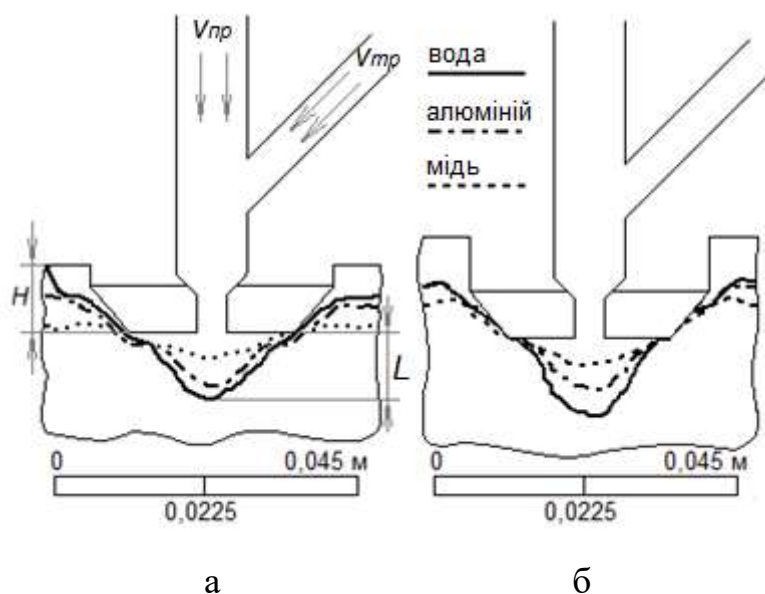


Рисунок 3.18 – Зміна газової каверни в різних рідких середовищах, $v_{пр} = 2,4$ м/с; а – $H = 10$ мм, б – $H = 15$ мм.

У випадку води залежність глибини каверни L від величини занурення фурми носить прямо пропорційний характер і при мінімальному H має найменше значення L (рис. 3.19).

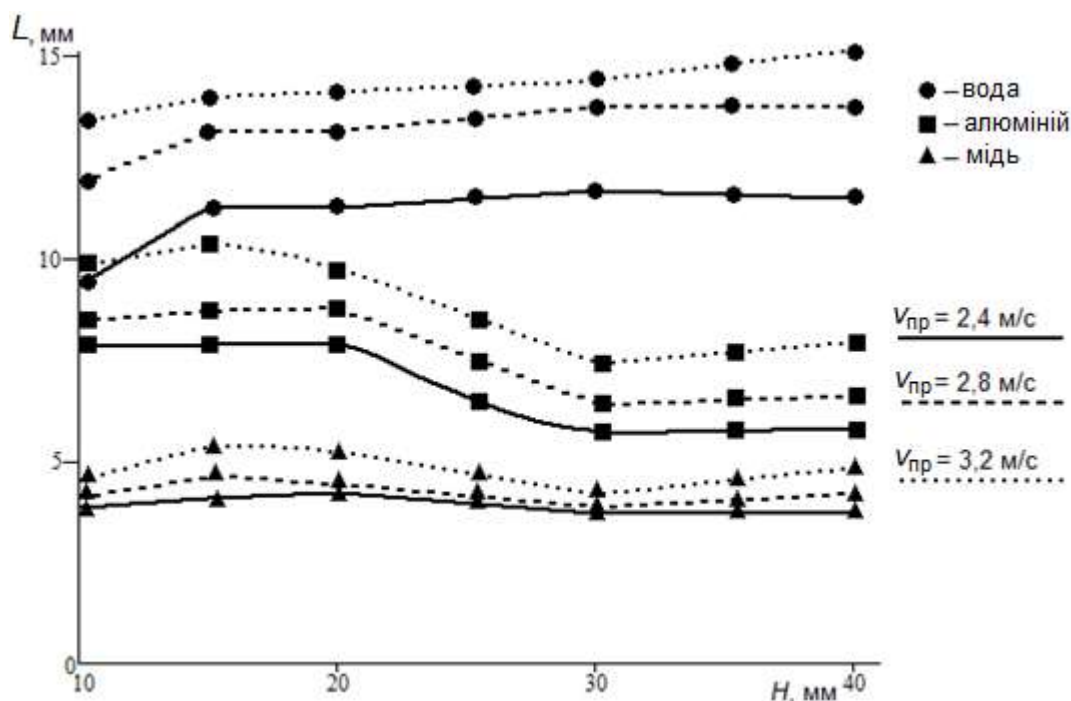


Рисунок 3.19 – Зміна глибини газової каверни в рідких середовищах.

Для більш в'язких рідин подальше збільшення заглиблення спочатку веде до збільшення L . Максимальна глибина каверни досягається при зануренні фурми на 15 - 20 мм при будь-яких значеннях $v_{пр}$. Далі зі

зростанням H глибина каверни починає зменшуватися, що пов'язано зі збільшенням тиску рідини на глибині занурення. Критичним значенням величини заглиблення фурми для всіх розглянутих випадків є $H = 30$ мм. Глибина каверни тут мінімальна. Занурення фурми понад 30 мм знову призводить до зростання L , що може пояснюватися перерозподілом гідростатичного тиску рідини щодо положення зрізу фурми і газової каверни. При збільшенні H тиск збільшується як під каверною, так і над нею, що перешкоджає виходу повітряного потоку на поверхню. Найбільше зростання L спостерігається для більш щільної рідини - розплаву міді. В реальних умовах криві L (рис. 3.19) можуть мати інший вигляд і на ділянці значень H понад 30 мм мати спадаючий характер, оскільки в даних розрахунках стисливість повітря не враховувалася.

Було встановлено, що і для модельної рідини (води), і для розплавів збільшення газового потоку призводить до збільшення глибини каверни. Однак застосовність критерію гідромеханічної подібності обмежується величиною заглиблення фурми в рідину. На підставі отриманих розрахунків можна сказати, що аналогію між поведінкою води і розплавів при газовій продувці можна спостерігати тільки при значеннях H до 20 мм. Заглиблення лазерної фурми в розплав понад 20 мм веде до зменшення газової каверни в цілому: її глибини і ширини. Таким чином, оптимальне значення H для різних величин газового потоку лежить в межах 15 - 20 мм. При цьому формується каверна достатньої глибини і ширини, так як нижче цієї межі утворюється широка каверна недостатньої глибини, а заглиблення фурми понад 20 мм призводить до зменшення як глибини, так і ширини каверни. Залежність глибини каверни від масової витрати газу при оптимальному заглибленні фурми показано на рис. 3.20.

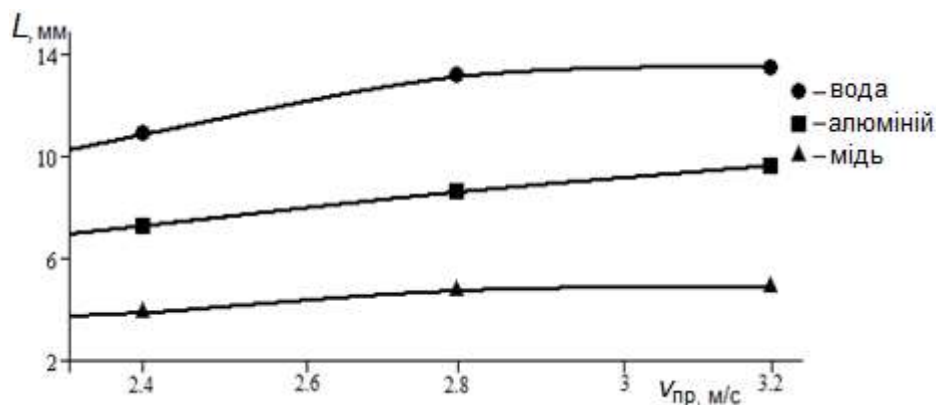


Рисунок 3.20 – Залежність глибини газової каверни в рідких середовищах при оптимальному заглибленні фурми в рідину $H = 15$ мм.

Окрім газової каверни при дії лазерного випромінювання у рідині та розплавах виникає каверна у вигляді кінжального проплавлення (рис. 3. 21).

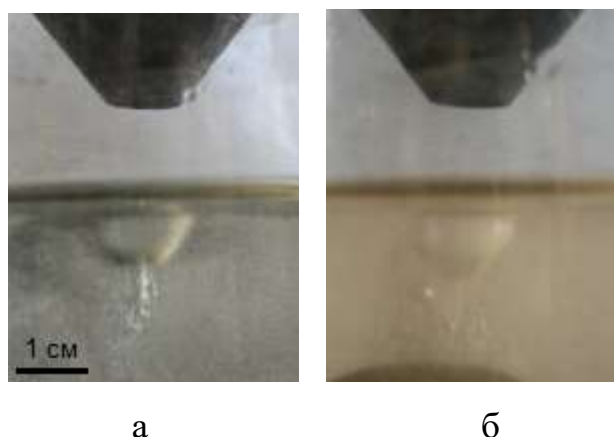


Рис. 3.21. Газолазерні каверни в воді (а) і гліцерині (б); потужність лазерного випромінювання $P = 900$ Вт, $v_{пр} = 3,85$ м/с.

Врахування глибини каверни, яка утворена внаслідок дії сфокусованого лазерного променя, дає змогу оцінити товщину шару рідини/розплаву, де будуть інтенсивно відбуватися процеси турбулізації та масопереносу.

3.4. Оцінка часу та глибини занурення металевих та керамічних частинок у алюмінієвих та мідних розплавах

Визначальним фактором на стадії утворення металевої суспензії є час знаходження розплаву в рідкому стані, коли дисперсна фаза вільно розподіляється в рідині. У зв'язку з цим проведені дослідження для вивчення

поведінки дисперсних частинок, які транспортуються з фурми газопорошковим потоком в область газової каверни у рідкому розплаві, а також розрахунки залежності глибини осадження або спливання частинок порошку від часу [89, 90].

Для зіставлення результатів розрахунку і лабораторних випробувань проведені модельні експерименти по визначенню часу і швидкості осадження порошкових матеріалів в розплаві з використанням в якості модельної рідини води, частинок оксиду заліза Fe_2O_3 дисперсністю 100 - 150 мкм і частинок порошку зі сталі 09X18 фракції 200 - 315 мкм. Швидкість осадження частинок, яка була визначена з експериментальних результатів, склала 0,045 – 0,050 м/с для частинок Fe_2O_3 та 0,15 – 0,30 м/с для порошку 09X18. Дані, розраховані за формулою Стокса, складають 0,022 – 0,050 та 0,1400 – 0,0365 м/с відповідно. Деяка невідповідність нижніх меж значень швидкості для частинок порошку Fe_2O_3 обумовлено складністю візуальної реєстрації швидкості руху частинок розміром 100 мкм. Проте, отримана задовільна збіжність експериментальних і розрахункових результатів. З метою дослідження поведінки різних порошків в рідких розплавах, в яких не представляється можливим візуальне спостереження процесу заглиблення частинок, які рухаються з деякою початковою швидкістю, провели математичні моделювання процесу перетину окремо взятої частинки границі газ-рідина і її подальшого руху в рідині.

Замість реальних порошків і розплавів в розрахунках використовували модельні частинки і воду в якості модельної рідини. Пари розплав / матеріал частинок підбирали на основі критерію подібності двох гідродинамічних явищ – критерію Архімеда (формула 3.7).

Використані матеріали наведені в таблиці 3.3.

Поведінка окремої частинки в рідині розглядали послідовно на двох стадіях її руху.

На першому етапі частинка при перетині границі газ – рідина рухається з початковою швидкістю v_4^0 у полі дії сили тяжіння (рис. 3.22).

Таблиця 3.3 - Відповідність модельних матеріалів, використаних в розрахунках, реальним розплавам і порошкам

<i>Розплав / матеріал частинки</i>	<i>Модельна рідина / модельна частинка</i>	<i>Діаметр модельної частинки d_c, мкм</i>
<i>мідь / сталь 09X18</i>	<i>вода/ каучук</i>	<i>200</i>
<i>бронза ОЦС 3-8-6/ Fe_3O_4 бронза ОЦС 3-8-6/(Fe_3O_4 + TiC)</i>	<i>вода/ калій</i>	<i>382</i>
<i>алюміній / Al_2O_3 сплав АК12М2МгН/ Al_2O_3</i>	<i>вода/ склопластик</i>	<i>170</i>
<i>сплав АК12М2МгН / Fe_3O_4 сплав АК12М2МгН/ TiC</i>	<i>вода/ склопластик</i>	<i>200</i>

У момент гальмування, коли прискорення частинки стає рівним нулю, частинки досягають значення швидкості v_k . Залежно від матеріалу частинки і властивостей середовища далі вони будуть або опускатися на дно, або спливати. Для частинок, щільність яких менша за щільність рідини, $v_k = 0$ м/с – вони повністю зупиняються, після чого міняють напрямок свого руху і починають спливати із швидкістю v_{oc} (другий етап руху). Частинки, щільність яких більша за щільність рідини, після досягнення швидкості, рівній v_{oc} , продовжують свій рух рівномірно у тому ж напрямку з тією ж постійною швидкістю v_{oc} .

У розрахунках взяли, що швидкість частинок, що вилітають з фурми, дорівнює середній швидкості потоку на зрізі фурми. За початкову швидкість частинки в момент перетину границі газ-рідина взяли швидкість загального потоку на виході з фурми 15 м/с та 25 м/с. Опір струменя віддачі газу на частинку в момент підльоту до границі газ-рідина не враховували. Також не враховувалася хімічна взаємодія матеріалу частинок з модельною рідиною.

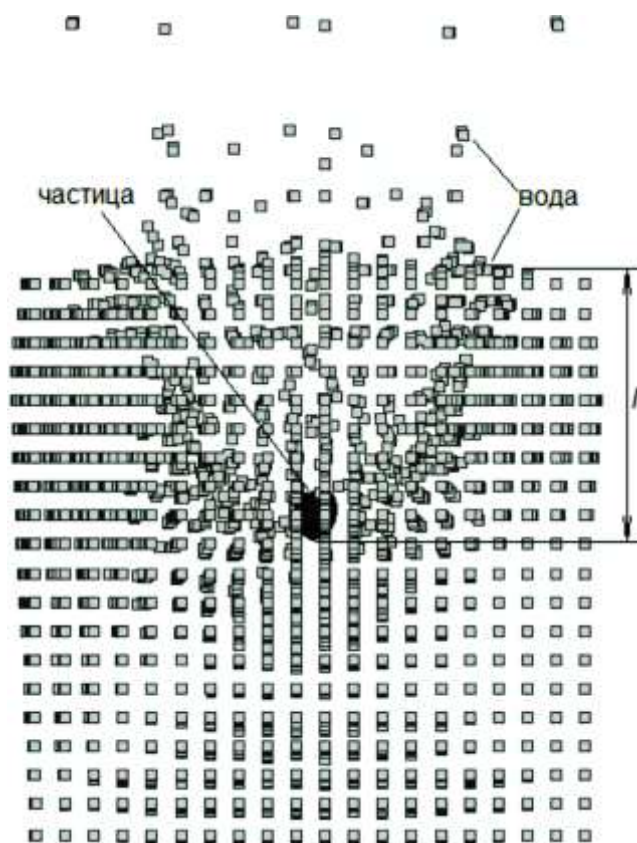


Рис. 3.22 – Положення частинки зі склопластику дисперсністю 170 мкм у воді в момент часу $t = 0,54$ мс; l – глибина проникнення в рідину, $l = 1,06$ мм.

Отримані розрахункові дані швидкості осадження / спливання, часу і глибини осадження різних частинок після першого етапу їх руху представлені в таблиці 3.4 та на рисунках 3.23 – 3.24.

Матеріал склопластик 1 відповідає частинці із склопластику діаметром 170 мкм, а склопластик 2 – частинці із склопластику дисперсністю 200 мкм; t_k , v_k , l_k – значення часу, швидкості і глибини заглиблення частинок в кінці першої стадії руху.

Від'ємними значеннями v_{oc} позначені швидкості осадження тих частинок, які після досягнення нульового значення швидкості починають спливати.

Таблиця 3.4 - Розрахункові значення швидкості, часу і глибини занурення частинок в розплавах

Розплав / матеріал частинки	v_{oc} , м/с	v_k , м/с	t_k , мс		l_k , мм	
			$v_{\check{c}}^0$, м/с			
			15	25	15	25
мідь / сталь 09X18	-0,0016	0	0,05	0,16	0,33	0,7
бронза ОЦС 3-8-6/ Fe ₃ O ₄	-0,011	0	2,2	1,77	1,7	2,0
сплав АК12М2МгН/ Al ₂ O ₃	0,024	0,024	1,5	1,1	1,4	1,6
сплав АК12М2МгН / Fe ₃ O ₄	0,033	0,033	3,85	2,20	3,5	3,8

Встановлено, що зміна (падіння) швидкості від $v_{\check{c}}^0$ до v_k відбувається протягом дуже короткого проміжку часу, який не перевищує 4 мс для обох значень $v_{\check{c}}^0$, а глибини занурення коливаються в межах 0,3 - 3,8 мм.

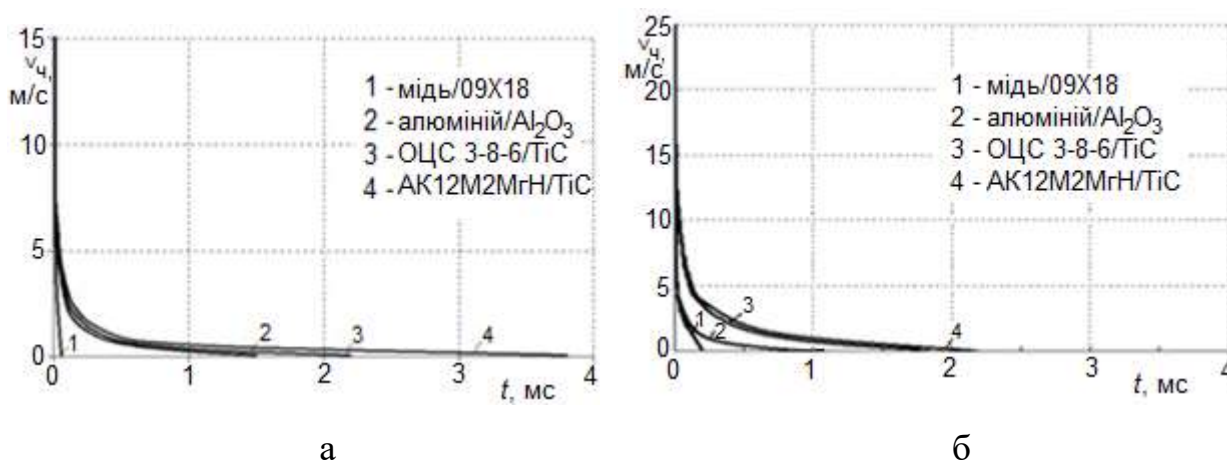


Рисунок 3.23. Залежності зміни швидкості руху частинок від часу на першій стадії занурення в рідину; а - $v_{\check{c}}^0 = 15$ м/с, б - $v_{\check{c}}^0 = 25$ м/с.

Розраховано швидкості осадження/спливання керамічних та металевих частинок у розплавах в залежності від їх діаметрів та щільностей розплавів (табл. 3.5).

Як видно з таблиці, швидкості можуть відрізнятися на порядок. Для обрахування глибин занурення або спливання частинок у розплавах на другому етапі руху (з постійною швидкістю) взяли середні значення v_{oc} (для діаметру 200 мкм). Результати обчислень представлено на рисунку 3.24.

Таблиця 3.5. Розрахункові значення швидкості осадження в залежності від діаметра частинки.

Розплав / матеріал частинки	$\rho_{\text{ч}}, *10^3$ кг/м ³	$\rho_{\text{р}}, *10^3$ кг/м ³	Діаметр частинки $d_{\text{ч}}, \text{мкм}$	Швидкість осадження $v_{\text{ос}},$ м/с
алюміній / Al_2O_3 сплав АК12М2МгН/ Al_2O_3	3,97	2,36 2,7	100	0,004..0,0034
			200	0,013..0,017
			300	0,039..0,031
сплав АК12М2МгН / Fe_3O_4 сплав АК12М2МгН/ TiC	5,0 4,92	2,7	100	0,0062..0,006
			200	0,026..0,024
			300	0,056..0,054
бронза ОЦС 3-8-6/ Fe_3O_4 бронза ОЦС 3-8-6/ ($\text{Fe}_3\text{O}_4 + \text{TiC}$)	5,0 4,96	8,0	100	-0,008..-0,003
			200	-0,013..-0,015
			300	-0,07..-0,03
мідь / сталь 09Х18	7,75	8,0	100	-0,00028
			200	-0,0011
			300	-0,0025

Для тих частинок, щільність яких менше щільності рідини, розраховали час їх спливання в поверхневий шар середовища, ширина якого не менше діаметра частинки. Частинка каучуку досягає цього шару за 0,08 с, а частинка калію - за 0,12 с. Таким чином, переносячи отримані результати на досліджувані розплави і порошки, час обробки розплавів бронзи ОЦС 3-8-6 із застосуванням порошоків Fe_3O_4 і суміші $\text{Fe}_3\text{O}_4 + \text{TiC}$, а також розплаву міді з металевими частинками 09Х18 обмежена дуже малими значеннями в десяті долі секунди.

Тому отримання композитів на основі зазначених матеріалів по гідродинамічним умовами досить несприятливо в зв'язку з тим, що введення цих частинок в зазначені розплави можливий, але для уповільнення їх руху і утримання їх в розплаві необхідні додаткові сили. Ними можуть бути хімічні

зв'язки взаємодії частинки і розплаву, поверхневі сили, відцентрові сили та ін.

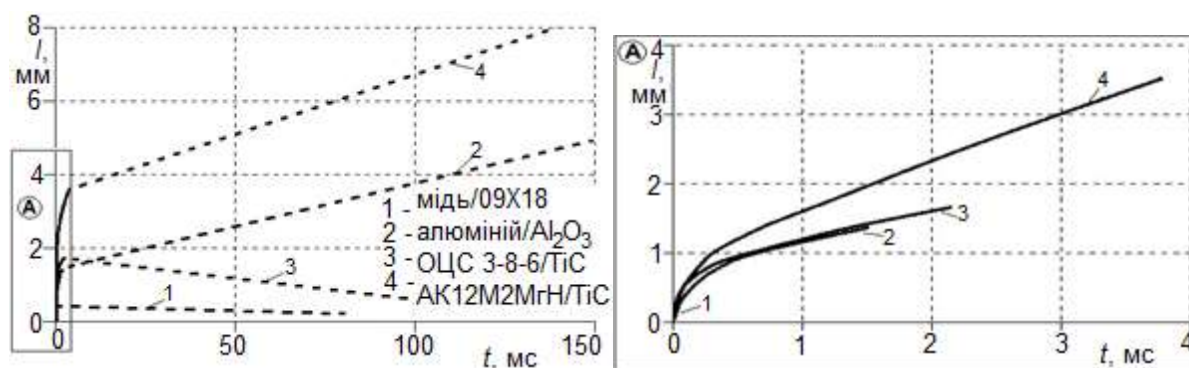


Рисунок 3.24. Зміна глибини занурення частинок в часі на першій стадії руху (суцільні лінії), і при русі в полі дії гідростатичних сил зі швидкістю (пунктирні лінії), $v_q^0 = 15$ м/с.

Отже, в процесах отримання литого композиційного матеріалу досить великий інтерес представляє і друга стадія руху частинки, яка визначає технологічність виготовлення литого композиційного виробу.

При формуванні композитів на основі цих розплавів для впровадження порошкового матеріалу в більш глибокі шари розплаву необхідно додатковий зовнішній вплив або на розплав, або на частинки, або ж одночасно на обидва об'єкти [91]. Одним з альтернативних способів отримання суспензійного розплаву на основі порошку і рідкої матриці є примусове його вдування в розплав при подачі порошку через заглиблення фурми. З огляду на величину газової каверни, що утворюється в рідині під час продування [87], розраховали, що частинка каучуку спливає на один сантиметр вгору за 6,25 с, а частинка калію - за 0,9 с. Отже, для розплавів на основі міді можна застосовувати частинки зі сталі 09X18 як в процесах лазерного наплавлення і легування, так і для отримання литих композиційних матеріалів на основі суспензій, застосовуючи заглиблення фурми в розплав.

У разі використання частинок калію розрахунковий час їх спливання в модельній рідині в порівнянні з вищевказаним випадком ще менше і, виходячи з розрахунку впливу гідростатичних сил без урахування дії інших сил, недостатньо, щоб сформувати суспензійний шар навіть в поверхневій

області рідкого розплаву. Тому можна припустити, що для розплаву бронзи ОЦС 3-8-6 застосування порошків Fe_3O_4 і суміші $\text{Fe}_3\text{O}_4 + \text{TiC}$ у вигляді композитних складових обмежена процесами лазерного наплавлення і легування. Проте, експериментальні результати, отримані нами при використанні методу введення частинок через заглиблені фурму, показали, що в обмежених об'ємах можна отримати литий композиційний матеріал при використанні зазначених інгредієнтів, що є свідченням дії сил поверхневого натягу, хімічної взаємодії та ін.

Частинки зі склопластику, маючи більшу щільність по відношенню до рідини, осідають в полі сили тяжіння. За одну секунду частинки дисперсністю 170 мкм заглиблюються всередину розплаву на 2,4 см, а дисперсністю 200 мкм - на 3,3 см.

Отже, для отримання композиційних матеріалів на основі рідких розплавів алюмінію або сплаву АК12М2МгН з використанням в якості дисперсної фази порошків TiC і Al_2O_3 , згідно розрахунків, необхідно враховувати, що частинки порошку порівняно швидко осідають у розплаві. Зниження швидкості осадження v_{oc} можливо досягти за допомогою використання додаткового зовнішнього впливу. Це може бути сила, прикладена до розплаву, що забезпечує утворення, наприклад, поля відцентрових сил [92].

Крім того, можливе застосування магнітного поля як, наприклад, сепаратора сталевих частинок в алюмінієвих або мідних розплавах, що призводить до розосередженню дисперсійного матеріалу у розплаві внаслідок різних електропровідних характеристик матеріалів (розплаву і частинок).

Таким чином, досліджено гідродинамічну поведінку дисперсних частинок, які рухаються з початковою швидкістю, в момент перетину ними границі газ-рідина і при подальшому їх зануренні або спливанні в рідині. Задовільна збіжність результатів математичних розрахунків і модельних

експериментів дає можливість оцінити характер руху металевих і керамічних частинок в металевих розплавах.

Отримані дані дозволяють сформулювати гідродинамічні умови підбору матеріалів розплаву та введених частинок, а також обрати метод отримання виробів з композиційного матеріалу, як, наприклад, виробів з композиційним лазерним наплавленням або об'ємно литого композиту.

3.5. Нагрівання дисперсної складової в умовах різної запиленості газового потоку

У більшості випадків у дослідженнях по нагріванню частинок лазерним випромінюванням [93 – 95] розглядають тільки температурний стан частинок без урахування теплового стану всього комплексу: фурми, в якій відбувається нагрівання частинок, нагрів газового потоку, теплового стану твердого матеріалу, металевого розплаву або модельної рідини [96].

При експериментальній оцінці температури нагріву дисперсної частинки важливо оцінити весь комплекс теплових втрат. При подачі частинок в газолазерному потоці через фурму до мішені відбувається зміна теплової енергії системи внаслідок нагрівання частинок лазерним випромінюванням, нагрівання фурми розсіяним і відбитим випромінюванням від частинок, теплопередачі фурма - газ і частинки - газ, нагріву мішені (модельної рідини) за рахунок частини лазерного випромінювання, яка проходить крізь потік частинок, теплопередачі газ - мішень і частинки - мішень.

Оскільки одним з визначальних параметрів литого композиту є об'ємний вміст дисперсної фази в розплаві, для дослідження впливу кількості частинок на температуру нагрівання газопорошкового потоку і загальних процесів теплообміну в системі використаний параметр миттєвої об'ємної концентрації частинок в потоці. Для сталого стаціонарного процесу він виражається формулою 3.5.

Для різних значень β можливі два варіанти перебігу процесу нагрівання дисперсних частинок лазерним променем:

- енергія лазерного випромінювання йде частково на нагрів дисперсної складової, а частина проходить через газопорошковий потік і витрачається на додаткове нагрівання матеріалу матриці і частково фурми;
- лазерне випромінювання повністю перекривається газопорошковим потоком і витрачається тільки на нагрів порошку, а також фурми за рахунок розсіювання і / або відбиття енергії на частинках.

Дослідження проводилися з використанням неметалевого порошку Fe_2O_3 в області значень $\beta = 0..0,03$, що відповідають слабо запиленим потокам і газовій суспензії.

Експериментальний метод визначення температури частинок, які піддають обробці впродовж часу t , полягає в тому, що нагріті лазерним випромінюванням в процесі польоту частинки потрапляють в модельну рідину, відбувається природний нагрів рідини за рахунок передачі тепла частинок рідині. За зміною температури рідини та середній розрахованій кількості частинок визначали середню температуру нагрівання однієї частинки. Кількість лазерної енергії, що йде на випаровування рідини при безпосередньому потрапленні лазерного променя на поверхню мішені, визначали за об'ємом випаруваної рідини. Заміри температури води проводили протягом 20 с, також фіксувався нагрів фурми частиною відбитого від частинок випромінювання за допомогою термопари.

Загальну вихідну потужність лазерного випромінювання P визначали з використанням відомої методики [97] втрати маси води за рахунок випаровування і вимірювання її температури при дії розфокусованого випромінювання на поверхню води.

Енергія лазерного випромінювання відповідно до рівняння збереження енергії буде витрачатися на:

$$E_{\text{л}} = E_{\text{ч}} + E_{\text{г}} + E_{\text{ф}} + E_{\text{в}} \quad (3.8)$$

де $E_{\text{ч}}$ – витрати на нагрів частинок; $E_{\text{г}}$ – теплові втрати нагріву газу; $E_{\text{ф}}$ – енергія, витрачена на нагрівання фурми; $E_{\text{в}}$ – енергія, витрачена на нагрівання і випаровування рідини.

Кількість енергії, яка йде на нагрівання і випаровування рідини, визначали з рівняння теплового балансу:

$$E_{\text{с}} = P \cdot t = c_{\text{с}} \cdot \Delta m \cdot (T_{\text{кип}} - T_0) + q_{\text{с}} \cdot \Delta m + c_{\text{с}} \cdot m_2 \cdot (T_{\text{к}} - T_0) \quad (3.9)$$

де t – час обробки; $c_{\text{в}}$ – питома теплоємність води; $m_1, m_2, \Delta m = m_1 - m_2$ – початкова, кінцева і маса води, яка випарувалася; $T_0, T_{\text{к}}, T_{\text{кип}}$ – початкова, кінцева температури і точка кипіння води; $q_{\text{в}}$ – питома теплота пароутворення води.

Результати експериментальних досліджень представлені на рис. 3.25.

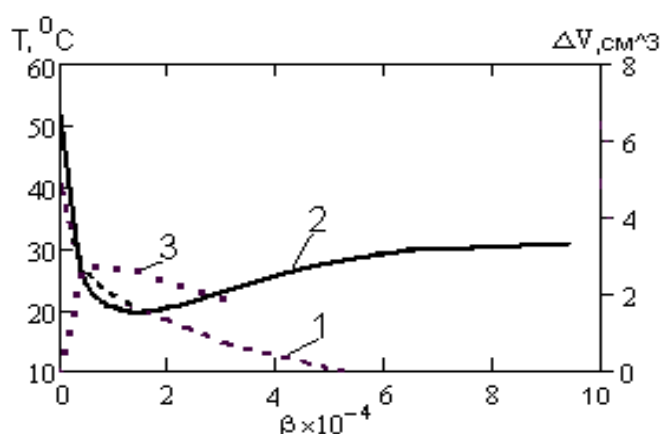


Рис. 3.25. Зміна об'єму випарованої рідини (1), температури води (2) і фурми (3) в залежності від миттєвої об'ємної концентрації β неметалевого порошку Fe_2O_3 в газолазерному потоці, $Q_{\text{г}} = 261 \text{ см}^3/\text{с}$, потужність лазерного випромінювання 517 Вт.

Зі збільшенням миттєвої об'ємної концентрації частинок в газовому потоці β знижується ступінь прямого попадання лазерного випромінювання на поверхню модельної рідини і зменшується обсяг випарів. Визначено щільність потоку і режими подачі порошку, при яких випаровування води відсутнє ($\beta_{\text{кр}}$), що є граничною умовою можливості впливу лазерного випромінювання на мішень в умовах запиленого газового потоку.

Помічено, що в умовах проходження променя через фурму до твердої мішені без подачі порошкових матеріалів нагрів фурми з суттєвий, однак, якщо мішенню є рідина, то спостерігається її нагрівання за рахунок випарів модельної рідини [98]. При цьому підвищення температури фурми в часі при випаровуванні води на відстані від мішені 15 мм становить $0,2\text{ }^{\circ}\text{C/с}$.

Частку відбитого випромінювання частинками, що летять в газолазерному потоці, визначали по температурі фурми за вирахуванням нагріву її парами модельної рідини (рис. 3.25, крива 3). Подача навіть незначної кількості частинок в газолазерний потік призводить до підвищення температури фурми. Подальше збільшення миттєвої об'ємної концентрації частинок в потоці сприяє стабілізації частки відбитого випромінювання і в подальшому деякому зниженню температури фурми, що очевидно обумовлено екрануванням і поглинанням частки відбитого випромінювання в середині потоку сусідніми частинками.

В області слабозапилених потоків при невеликих об'ємних концентраціях β неметалевого порошку (рис. 3.25, крива 2) спостерігається зменшення температури води за рахунок відбиття частинками частини енергії лазерного випромінювання і передачі її фурмі. З досягненням граничного значення густини газолазерного потоку, що виключає пряме попадання випромінювання на поверхню рідини, спостерігається незначна зміна температури води внаслідок стабілізації обсягу енергії, поглиненої частинками. При цьому зі збільшенням об'ємної концентрацій β кількість енергії, що припадає на нагрів однієї частинки, зменшується.

Для різних значень β при однаковому часу подачі порошку і об'ємі модельної рідини визначалися об'єми і маси засипаного порошку. Далі, з урахуванням середнього розміру частинки, розраховувалася кількість частинок для кожного значення β (табл. 3.6). Об'єм однієї частинки з розрахунку середнього радіусу частинки $r_{cp} = 150\text{ мкм}$ становить $1,4 \cdot 10^{-5}\text{ см}^3$.

Таблиця 3.6. Розраховані значення кількості частинок порошку при різному запиленні газопорошкових потоків.

$\beta, \cdot 10^{-4}$	0,44	1,38	3,21	5,47	9,5
Об'єм порошку, що подається $V_n, \text{см}^3$	1,392	4,32	10,08	17,16	30
Кількість частинок, n	$9,9 \cdot 10^4$	$3 \cdot 10^5$	$7,2 \cdot 10^5$	$1,2 \cdot 10^6$	$2 \cdot 10^6$

Температуру нагріву однієї частинки визначали по вимірним значенням температури рідини в області концентрацій β , що перевищують граничне значення $\beta_{\text{кр}}$, використовуючи формулу для енергії:

$$E_n = c_b m_2 (T_k - T_0), \quad (3.10)$$

де E_n – загальна енергія, яка іде на нагрівання води за рахунок нагрітих частинок. Визначалося середнє значення лазерної енергії, що припадає на нагрів однієї частинки.

Для теоретичних розрахунків температури нагріву взяли, що частинка - сферичне тіло, а оскільки в поставленому завданні нагрів частинок свідомо обмежений температурою плавлення, то застосовність результатів обмежується ізоотропією оптичного поля всередині частинки. В ізоотропному радіаційному полі зміна температури T сферичної частинки, що відповідає умовам ізоотропії, тобто щільність теплового джерела W не залежить від радіуса частки $r_{\text{ч}}$ і відповідає вимогам $8\pi\chi r_{\text{ч}} / \lambda \ll 1$, можна описати параболічним рівнянням виду:

$$\frac{\partial T}{\partial t} = a_{\text{ч}}^2 \cdot \left(\frac{\partial^2 T}{\partial r^2} + \frac{2}{r} \cdot \frac{\partial T}{\partial r} \right) + \frac{6\pi\chi W}{c_{\text{ч}}\rho_{\text{ч}}\lambda} \exp \left[-0,2\sqrt{n^2 + \chi^2 - 1} \right] \quad (3.11)$$

з крайовими умовами

$$T(r_{\text{ч}}, t) = T_0(t), \quad T(r, 0) = T_{\infty}, \quad (3.12)$$

де $a_{\text{ч}}$ – температуропровідність матеріалу частинки; $c_{\text{ч}}$ – питома теплоємність матеріалу частинки; n, χ - показники заломлення і поглинання матеріалу частинки; λ – коефіцієнт теплопровідності матеріалу частинки.

Рішення задачі записується у вигляді [99]:

$$T(r, t) = T_0 - \frac{2r_{\text{ч}}}{\pi r} \sum_{k=1}^{\infty} \frac{(-1)^k}{k} \sin \frac{\pi k r}{r_{\text{ч}}} \cdot \int_0^t \left(\frac{6\pi\chi W}{c_{\text{ч}}\rho_{\text{ч}}\lambda} \exp \left[-0,2\sqrt{n^2 + \chi^2 - 1} \right] - \right. \\ \left. - \frac{\partial T_0}{\partial \tau} \right) \cdot \exp \left[-\left(\frac{a_{\text{ч}}\pi k}{r_{\text{ч}}} \right)^2 \cdot (t - \tau) \right] \cdot d\tau. \quad (3.13)$$

Результати розрахунків на основі експериментальних даних показали, що діапазон нагрівання однієї частинки може коливатися від 300°C до 1400°C при потужності лазерного випромінювання 517 Вт. Розбіжність значень температур, отриманих на основі теоретичних розрахунків і середніх значень температур, визначених на підставі експериментальних даних, знаходиться в межах 10 - 30%, що пояснюється нерівномірністю нагріву частинок в газолазерному потоці.

ВИСНОВКИ ДО РОЗДІЛУ 3

1. При введенні в розплави різних частинок з початковою швидкістю 15-25 м/с глибина проникнення частинок в розплави до досягнення ними швидкості осадження v_{oc} (або $v = 0$ в разі подальшого спливання частинки) не перевищує 4 мм. Тому, для введення частинок в мідні розплави необхідне застосування методу заглиблення фурми в розплав. При формуванні суспензій / емульсій на основі алюмінієвих розплавів введені частинки осідають зі швидкістю 2-3 см/с, отже, можлива подача частинок як на поверхню розплаву, так і через заглиблену в розплав фурму.

2. Оптимальне значення заглиблення лазерних фурм в розплави становить 15 - 20 мм. При цьому в розплаві формується газова каверна достатньої глибини і ширини, нижче цієї межі утворюється широка каверна недостатньої глибини, а заглиблення фурми понад 20 мм призводить до зменшення як глибини, так і ширини каверни. Така величина заглиблення дозволяє формувати стабільну суспензію в мідних розплавах протягом часу від 20 с до 2 хв.

3. Запропоновано спосіб визначення граничного значення миттєвої об'ємної концентрації частинок в газовому потоці β , при якому лазерне випромінювання йде тільки на нагрівання дисперсної фази і не витрачається на нагрівання розплаву.

РОЗДІЛ 4 ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНІ ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ЛАЗЕРНОГО ВИПРОМІНЮВАННЯ НА РОЗПЛАВИ ТА ДИСПЕРСІЙНУ ФАЗУ

4.1. Вплив глибинної газолазерної обробки на структуру розплавів

Проведені дослідження впливу сумісної обробки заглибленого газового потоку і лазерного опромінювання (газолазерного потоку) на стан границь зерен та структуру литих суспензійних сплавів.

При обробці газолазерним потоком сплаву АК12М2МгН після індукційного переплаву в печі і після обробки газолазерним потоком шляхом заглиблення фурми у розплав отримані мікроструктури відрізняються розмірами основних структурних складових (рис. 4.1) [100].

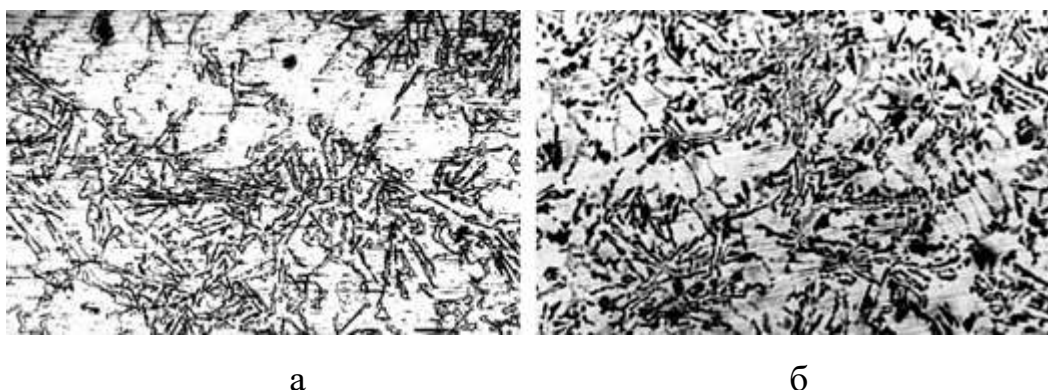


Рис. 4.1. Мікроструктура сплаву АК12М2МгН: а - в початковому стані після індукційного переплаву; б - після газолазерної обробки через заглиблену фурму.

Основна фаза у зразках сплаву після індукційного переплаву складається на одних ділянках з великих дендритних утворень та на інших ділянках з евтектичних нерівномірно розподілених за об'ємом скупчень (рис. 4.1 а). Після індукційного переплаву в структурі сплаву АК12М2МгН спостерігається кремній у вигляді відокремлених великих включень і голок. Оскільки після газолазерної обробки таких включень в структурі не виявлено, можна стверджувати, що такий вплив призводить до їх подрібнення та більш рівномірного розподілу у розплаві.

Таким чином, обробка газолазерним потоком сприяє істотному пригніченню росту дендритів основної фази та збільшенню розмірів складових евтектики. Відбувається подрібнення структури, спостерігається більш рівномірний її розподіл (рис. 4.1 б).

Також відбувається зміна фазового складу основної та інших складових фаз. В основній фазі спостерігається підвищення вмісту кремнію, марганцю, міді та цинку, що позначається на підвищенні мікротвердості. За результатами проведених мікрорентгеноспектральних досліджень виявлено збільшення кількісного вмісту фази Mg_2S , також виявлено наявність фази Al_2Cu та в невеликій кількості - фази $Mg_2Cu_6Al_5$, Al_3Mg_3SiFe .

Результати вимірювання твердості показали підвищення твердості сплаву в 1,3 рази з 700 МПа у відсутності газолазерної обробки до 905 МПа після обробки. Підвищення твердості відбувається за рахунок підвищенням мікротвердості основної фази та формування нової дрібнодисперсної інтерметалідної фази, яка має мікротвердість в два рази вище мікротвердості основної фази.

Перерозподіл елементів у фазах та наявність структурно-фазових змін у всьому об'ємі розплаву свідчить про те, що глибинна газолазерна обробка розплаву алюмінієвого сплаву АК12М2МгН сприяє інтенсифікації дифузійних і масопереносних процесів в рідкому металі, що призводить до підвищення фізико-механічних властивостей сплаву.

4.2. Дослідження впливу лазерного опромінення на структурні зміни в композитах, отриманих методом механічного замішування

Для виявлення характеру впливу газолазерної обробки на дисперсійні частинки та розплав були проведені дослідження по введенню неметалевих частинок різного складу в алюмінієві розплави. Для визначення ефективності дії лазерного випромінювання на стан границь зерен та структурні зміни в металевих суспензіях порівнювали структуру і розподіл

частинок при їх замішуванні без лазерного опромінення та після опромінення протягом деякого часу.

Проведені дослідження структури розплаву при введенні оксидів алюмінію в алюмінієвий розплав АК12М2МгН шляхом механічного замішування без лазерної обробки та з подальшою лазерною обробкою впродовж різних проміжків часу. Відбір проб здійснювали через 1, 3, 4 і 5 хвилин після початку опромінення.

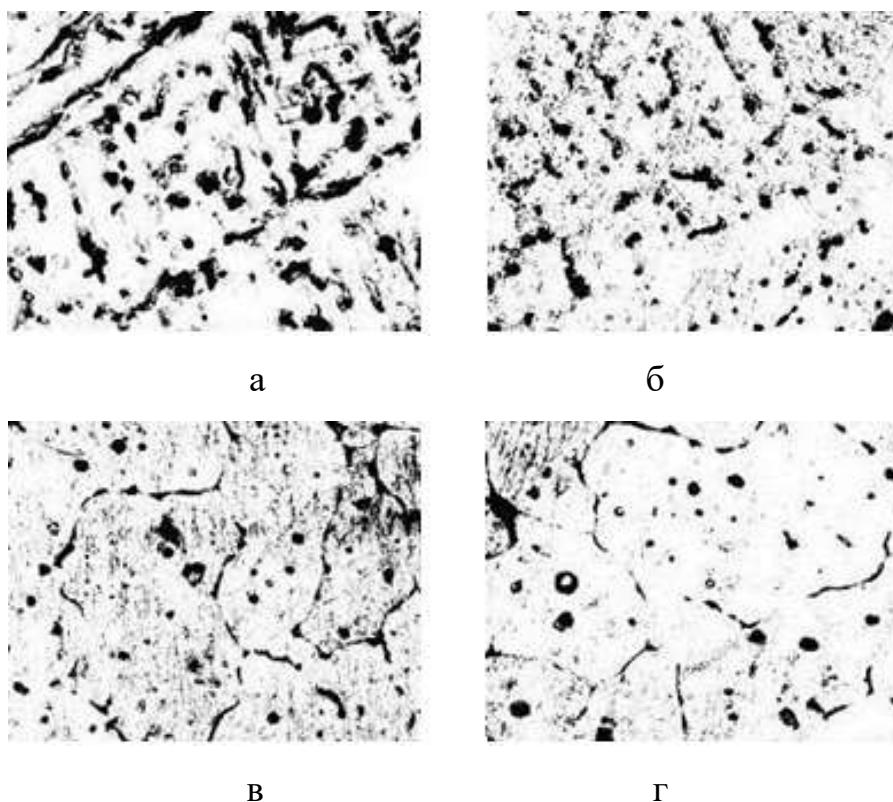


Рис. 4.2. Динаміка зміни структури, стану границь і розподілу частинок Al_2O_3 в композиційному сплаві на основі алюмінію в залежності від тривалості опромінення поверхні розплаву. Час опромінення: а - без опромінення, б - 1 хв, в - 3 хв, г - 5 хв, х – 500.

При замішуванні частинок Al_2O_3 без опромінення (рис. 4.2 а) відбувається їхнє скупчення по границям зерен. Границі зерен широкі і мають велику протяжність. При введенні частинок Al_2O_3 відбувається значне подрібнення зерен.

Після лазерної обробки протягом однієї хвилини спостерігається зменшення товщини границь і ще більше подрібнення зерна (рис. 4.2. б). Збільшення тривалості опромінення до трьох хвилин призводить до зростання зерна, значного зменшення границь зерен та розмірів включень і їх глобуляризації, що свідчить про поверхневе підплавлення частинок Al_2O_3 лазерним променем (рис. 4.2. в).

При цьому в процесі зростання зерен відбувається міграція деякої кількості частинок всередину зерна. Це свідчить про те, що відбувається не тільки нагрів металевої матриці, а й нагрів дисперсійних частинок. Внаслідок лазерного впливу на частинки вони підплавляються, змінюючи свої теплофізичні властивості. Разом із інтенсивним перемішуванням розплаву лазерне випромінювання призводить до зміни міжфазної границі розплав-частинка та зміни стану поверхневого шару частинок, знижує їх коалесценцію в розплаві, що сприяє рівномірному розподілу частинок у всьому об'ємі розплаву. Подальше збільшення часу опромінення до 5 хв не призводить до істотних змін границь зерен, а тільки до росту розміру зерна (рис. 4.2. г). Отже встановлено, що тривалість лазерної обробки суспензійного розплаву понад трьох хвилин вже не вносить ефективних змін у структуру композиційного сплаву. Таким чином, отримані дані свідчать про те, що застосування лазерного випромінювання внаслідок перемішування розплаву сприяє інтенсифікації масопереносних процесів у всьому об'ємі, призводить до рівномірного розподілу дисперсійної фази у металевій матриці.

Спираючись на попередні результати, проведені дослідження впливу дії лазерного випромінювання на композиційні матеріали, отримані методом механічного замішування на основі алюмінієвого сплаву АК12М2МгН з введеними частинками карбідів титану і сульфідів заліза (рис. 4.3 а, рис. 4.4 а). Опромінення здійснювали протягом трьох хвилин (рис. 4.3 б, рис. 4.4 б).

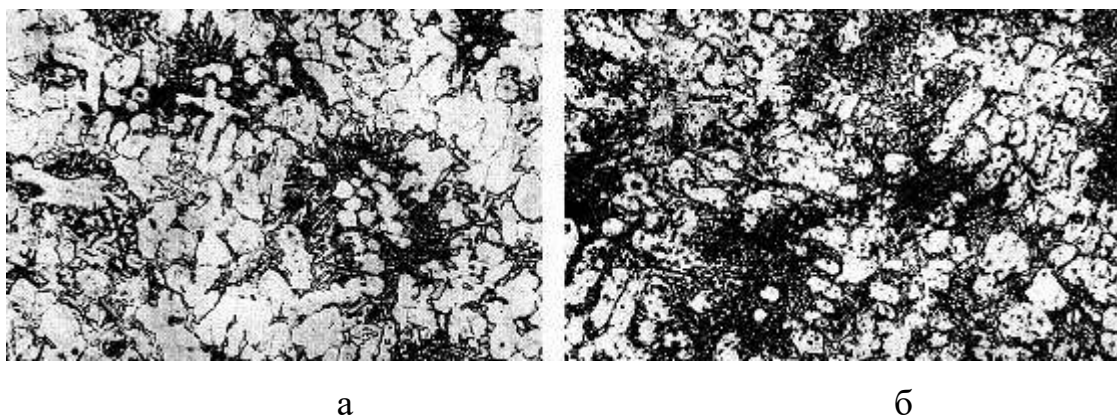


Рис. 4.3. Мікроструктура сплаву АК12М2МгН з частинками TiC: а - без лазерного опромінення, б - після опромінення, х – 100.

Додавання частинок TiC без лазерної обробки призводить до подрібнення структури сплаву та евтектичних колоній (рис. 4.3 а). Частинки TiC знаходяться переважно по границям дендритів і евтектики. Лазерна обробка сприяє ще більшому подрібненню структури отриманого суспензійного розплаву. Відбуваються істотні зміни у розподілі включень. Лазерне опромінення сприяє рівномірному розподілу включень за всіма складовими та, що дуже важливо, велика частина включень знаходиться всередині основної фази (дендритів) (рис. 4.3 б). Такий розподіл забезпечує підвищення твердості основної фази, а отже, і всього композиту.

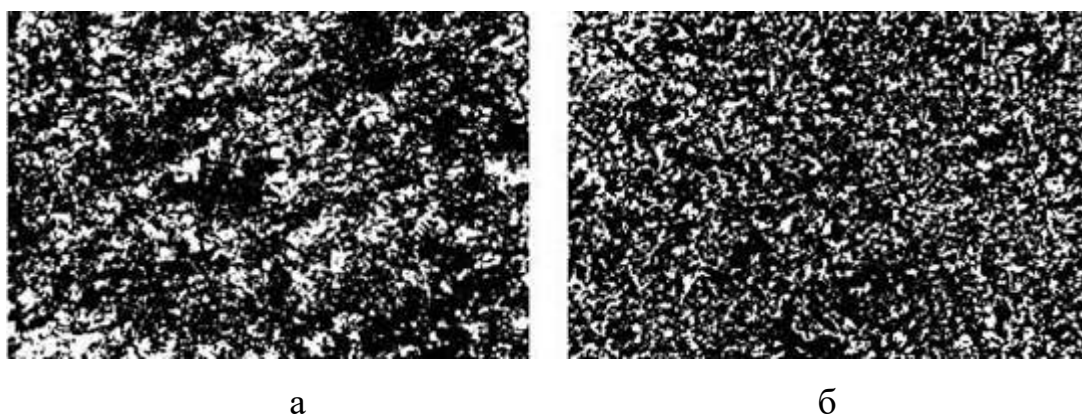


Рис. 4.4. Мікроструктура сплаву АК12М2МгН з частинками FeS: а - без лазерної обробки; б - після обробки, х – 100.

При введенні частинок сульфідів заліза шляхом механічного замішування в розплав АК12М2МгН також спостерігається значне подрібнення розмірів дендритів основної фази (рис. 4.4 а).

При лазерній обробці отриманого композиційного матеріалу відбувається повне пригнічення дендритів, структура ще більше подрібнюється. Завдяки інтенсифікації перемішування розплаву частинки сульфїду заліза рівномірно розподіляються у всьому об'ємі (рис. 4.4 б).

Проведені дослідження свідчать про те, що введення неметалевих частинок Al_2O_3 , Fe_3O_4 , TiC і FeS у розплав алюмінієвого сплаву АК12М2МгН сприяє подрібненню початкової структури. Лазерне випромінювання сприяє ще більшому подрібненню структури та евтектичних колоній, їх рівномірному розподілу в злитку. В процесі лазерного опромінення відбувається оплавлення поверхневого шару дисперсійних частинок, що сприяє їх рівномірному розподіленню в металевій матриці.

У затвердівшому сплаві частинки Al_2O_3 та TiC спостерігаються всередині дендритів основної фази сплаву. Це свідчить про інтенсифікацію масопереносних процесів у суспензійному розплаві. Оплавлений поверхневий шар нагрітих лазерним випромінюванням частинок сумісний з основною фазою, тому зростання дендритів при затвердінні сплаву супроводжується захопленням частинок всередину. Внаслідок цих процесів відбувається зміна і структурно-фазового стану матеріалу.

4.3. Формування композиційних матеріалів з використанням незаглиблених фурм

Випробувано метод формування композиційного шару шляхом подавання дисперсійних частинок у газопорошковому потоці на поверхню розплаву під дією лазерного випромінювання. Для порівняння з попереднім методом були також використані частинки окислів алюмінію і заліза та алюмінієвий сплав АК12М2МгН у якості матриці.

Частинки Al_2O_3 вводили на дзеркало розплаву під лазерний промінь та опромінювали розплав протягом п'яти хвилин.

Результати металографічного аналізу показують нерівномірний розподіл включень по об'єму злитку (рис. 4.5). У верхній та середній частинах злитку включення розподілені досить рівномірно, займають 20 - 30% площі шліфа та мають розміри від 20 до 140 мкм (рис. 4.5 а, б).

У бічній частині злитку спостерігається значно менший вміст включень, це можна пояснити тим, що біля стінок тигля рух розплаву незначний (рис. 4.5 г).

У донній частині злитку перемішування також відсутнє, на це вказує розподіл частинок у вигляді скупчень по границям зерен (рис. 4.5 в).

Отже, глибинного занурення частинок у розплав досягти не вдається.

Недостатнє перемішування розплаву по всьому об'єму злитка обумовлене декількома факторами. Суттєвим фактором є те, що дія лазерного випромінювання обмежена деяким поверхневим шаром, де відбуваються процеси оплавлення частинок, дифузії та масопереносу. Неможливість створення достатнього градієнту температур по глибині розплаву за рахунок нагрівання поверхні лазерним променем, оскільки великий енерговклад джерела випромінювання посилює процеси випаровування легкоплавких елементів з розплаву, що призводить до підвищення його в'язкості. Введення в розплав тугоплавких частинок Al_2O_3 також збільшує його в'язкість.

Структура отриманого композиту на основі сплаву АК12М2МгН з введеними частинками Al_2O_3 складається з твердого розчину алюмінію (світлі кристали, рис. 4.5), великої кількості голчастої дендрітоподібної евтектики $\alpha + Si$, сітчастих темних кристалів Mg_2Si , невеликих первинних кристалів кремнію (темно-сірого кольору). По всьому перетину злитка виявлена фаза $CuAl_2$.

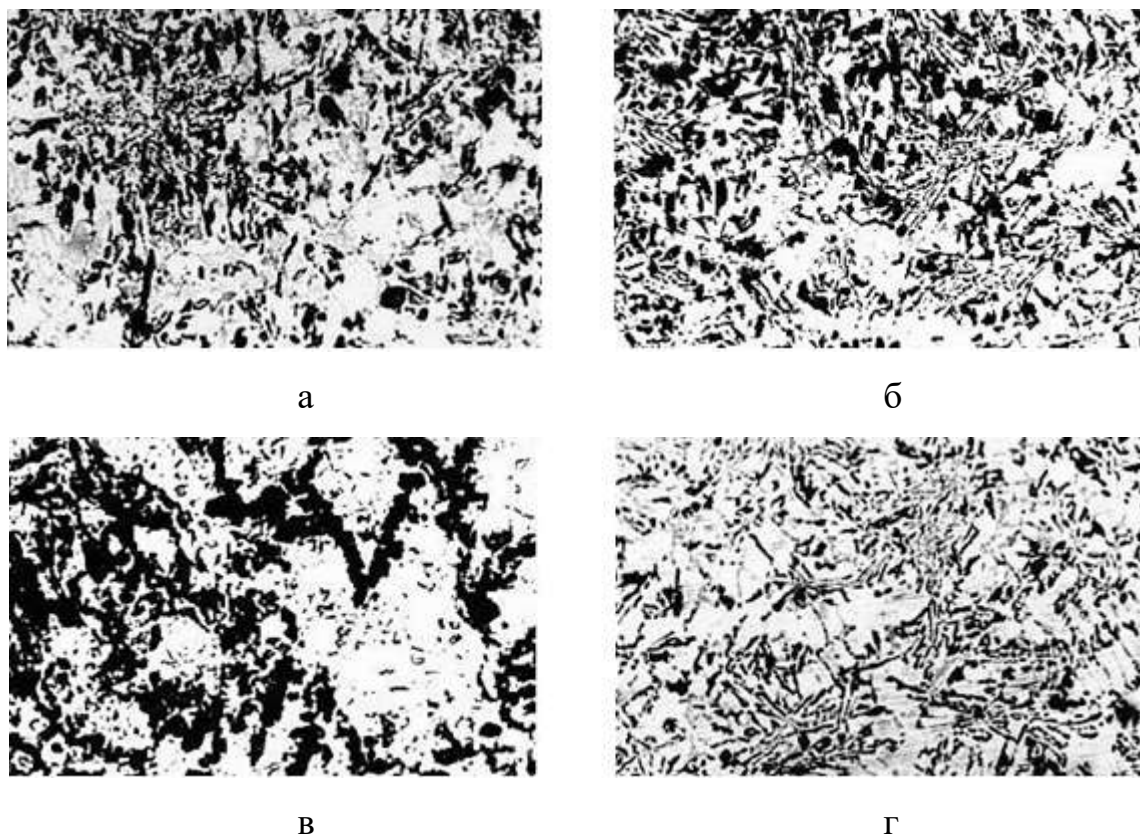


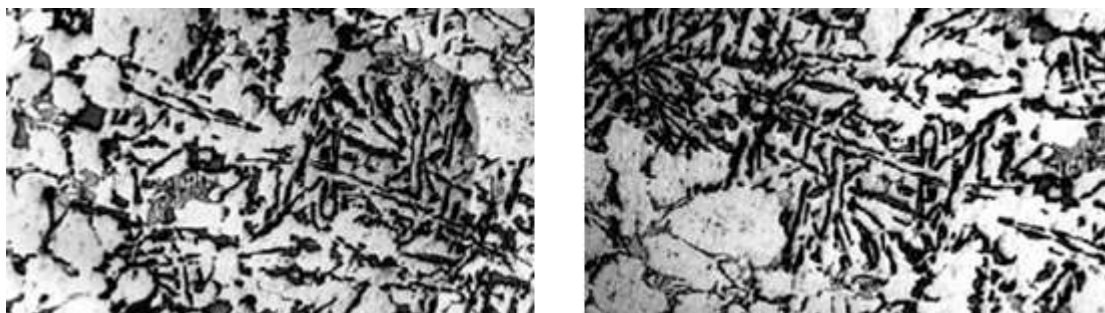
Рис. 4.5. Мікроструктура злитку зі сплаву АК12М2МгН з введеними частинками Al_2O_3 : а - верхня частина злитку; б - середня частина; в - донна частина злитку; г - бокова поверхня злитку, $\times 100$.

Отже, для отримання литого композиційного сплаву на основі АК12М2МгН з частинками Al_2O_3 необхідне використання інших методів введення частинок в розплав.

При введенні частинок Fe_3O_4 у алюмінієвий розплав АК12М2МгН його структура за основними складовими істотно не змінилася.

Структура ливарного сплаву АК12М2МгН з введеними частинками Fe_3O_4 складається з твердого розчину алюмінію (світлі кристали), на тлі якого присутні ділянки грубокристалічної потрійної евтектики $\alpha + \text{Si} + \text{CuAl}_2$, яка має пластинчасту і голкоподібну форму, невеликих первинних кристалів кремнію (темно-сірого кольору), Mg_2Si (сітчасті темні кристали), великої кількості голчастої дендрітоподібної евтектики $\alpha + \text{Si}$ (рис. 4.6, 4.7). По границям зерен алюмінію видно виділення FeAl_3 темного кольору. По всьому перетину злитка виявлені скелетоподібні кристали фази β (AlFeSi), Mg_2Si та велика кількість фази CuAl_2 , яка в голчастому вигляді присутня у

верхній частині злитку. В середньому і донному рівнях злитка збільшуються розміри цієї фази, вона виділяється по границях зерен алюмінію.

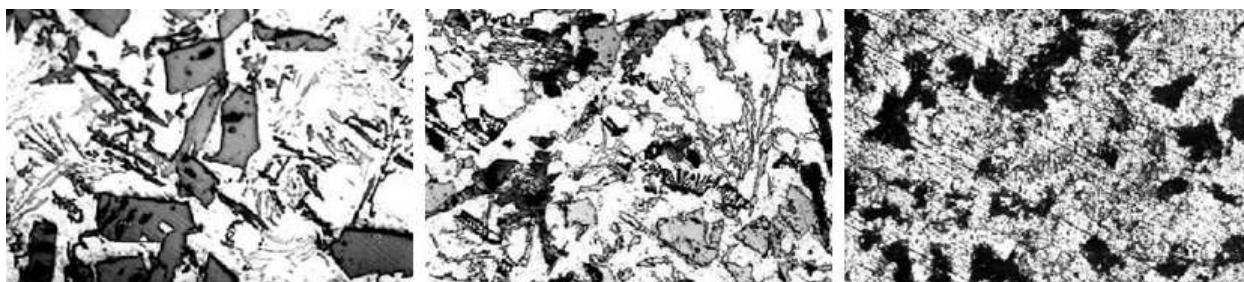


а

б

Рис. 4.6. Мікроструктура злитку зі сплаву АК12М2МгН з введеними частинками Fe_3O_4 : а - верхня частина злитку; б - бокова поверхня, $\times 100$.

Після травлення 0,5% HF в структурі сплаву виявлена скелетоподібна фаза $\text{Al}(\text{MnFeSi})$ блідо-сірого кольору (рис. 4.7 в).



а

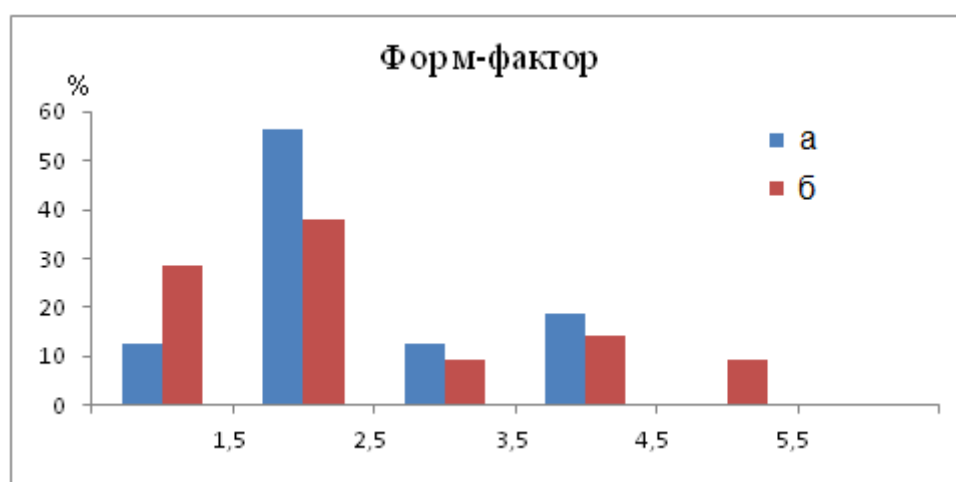
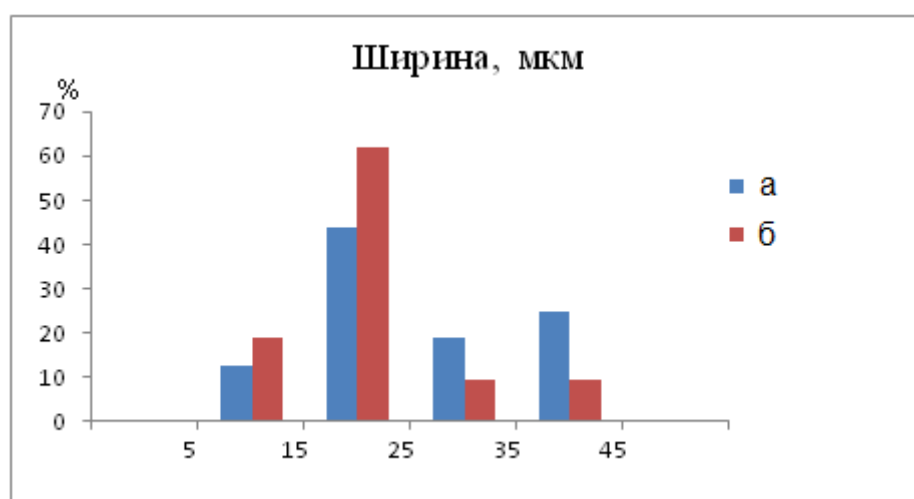
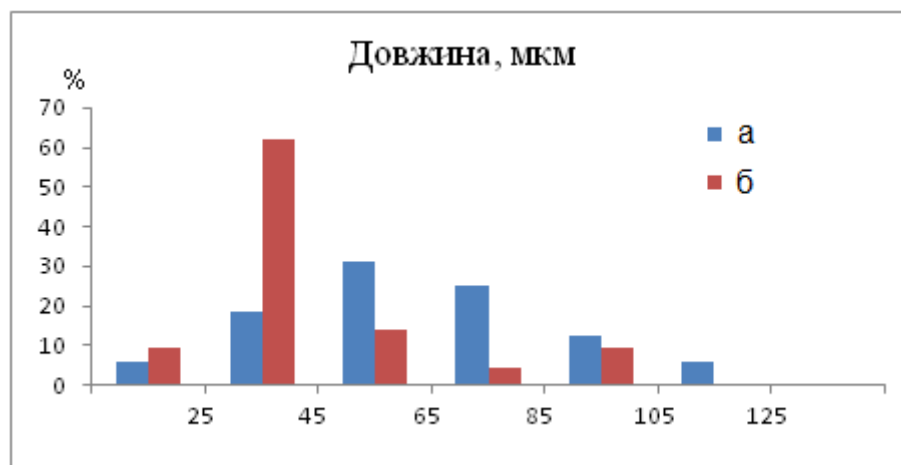
б

в

Рис. 4.7. Мікроструктура сплаву АК12М2МгН з неметалевими включеннями Fe_3O_4 , введеними на поверхню розплаву: а - верхній рівень злитку; б - середній і нижній рівні; в - середній рівень злитку з травленням 0,5 % HF ($\times 200$).

Досліджено стан і розподіл частинок Fe_3O_4 в об'ємі злитку. У верхній частині злитку включення мають грубу та пластинчасту форму (рис. 4.7 а), вони розташовуються нерівномірно, утворюють групи. У середній частині злитку включення змінюють свою форму і розміри – набувають більш округлої форми, зменшуються в розмірах, спостерігається більш рівномірний їх розподіл (рис. 4.7 б). При травленні 0,5% розчином HF неметалеві включення фарбуються в темний колір, що дозволяє краще відстежити розподіл частинок у всьому об'ємі злитку (рис. 4.7 в).

Проведені обчислення геометричних параметрів включень у злитку в його верхньому та середньому рівнях. Наведено порівняльний аналіз зміни параметрів включень зі зміною глибини злитку (рис. 4.8).



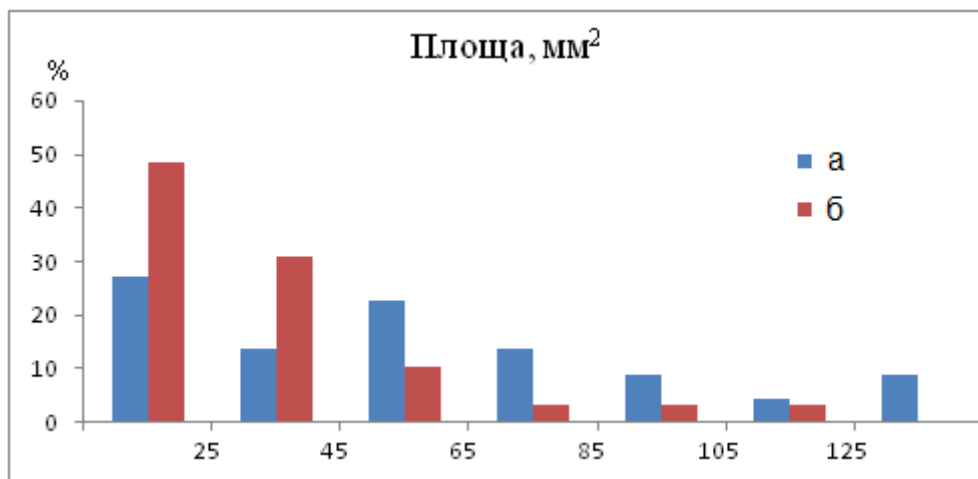


Рис. 4.8. Геометричні параметри неметалевих включень Fe_3O_4 , введених в алюмінієвий сплав АК12М2МгН: а - верхній рівень злитку; б - середній і нижній рівні злитку.

Статистичні дослідження зміни розмірів та форми включень підтверджують дані металографічного аналізу. Із збільшенням занурення частинок у розплав спостерігається зменшення кількості частинок великої ширини та довжини, збільшується кількість включень, які мають меншу площу. Значення форм-фактора має тенденцію до зменшення. Збільшується кількість частинок із значенням форм-фактору менше 1,5, що свідчить про збільшення кількості включень, форма яких наближується до округлої.

4.4. Отримання литих композитів методом глибинної газолазерної обробки

З метою порівняння ефективності впливу лазерного випромінювання на розплав і частинки при різних методах подачі частинок у розплави були проведені експерименти по введенню частинок Fe_3O_4 в розплав АК12М2МгН через заглиблену фурму в газовому потоці аргону.

При введенні неметалевих частинок Fe_3O_4 в розплав АК12М2МгН через заглиблену фурму за відсутності лазерного випромінювання включення та групи включень спостерігаються переважно по границях зерен алюмінію.

Це призводить до розширення границь зерен (рис. 4.9 а), та в деяких місцях утворюються мікротріщини (рис. 4.9 б) .

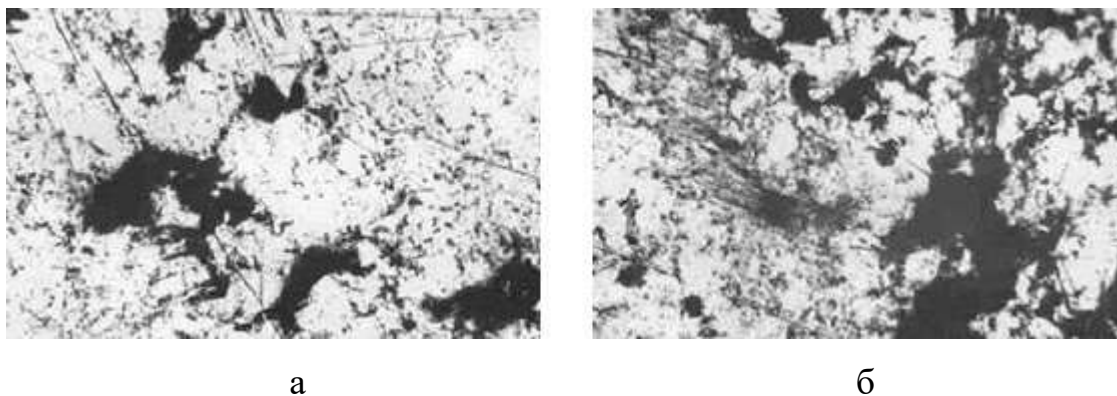


Рис. 4.9. Мікроструктура сплаву АК12М2МгН з включеннями Fe_3O_4 , введеними в розплав через заглиблену фурму без лазерного випромінювання: а – верхня частина злитку; б - середня частина, (х – 100).

При введенні неметалевих частинок через заглиблену фурму з використанням лазерного випромінювання розподіл включень в структурі сплаву набуває рівномірного характеру (рис. 4.10). Включення присутні по всій глибині злитку, як і в попередніх випадках на відстані 2 - 3 мм від бічних поверхонь злитку неметалічних включень не виявлено, що пояснюється охолодженням розплаву у цій області внаслідок недостатньої температури, збільшенням в'язкості розплаву та неможливістю необхідного перемішування.

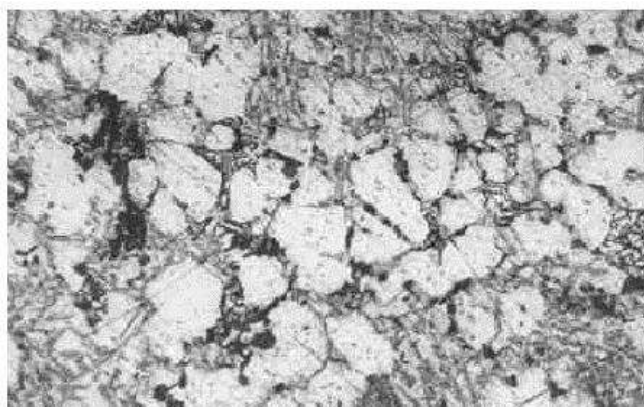


Рис. 4.10. Мікроструктура сплаву АК12М2МгН з включеннями Fe_3O_4 , введеними в розплав в газолазерному потоці через заглиблену фурму (х - 100).

Проведені дослідження по введенню металевих частинок 09X18 у мідь та мідні розплави [101].

Після введення металевих частинок у розплав міді шляхом заглиблення газолазерної фурми №1 у розплав мікроструктура литої міді зі сталевими включеннями 09X18 складається з твердого розчину міді (світлі зерна), між якими розташовуються зерна колоній евтектики, що складається з міді (світла основа) і закису міді (темні точки) $\text{Cu} + \text{Cu}_2\text{O}$. Фаза Cu_2O з'являється при окисленні міді киснем, який в невеликій кількості розчинений у аргонівій суміші. Темні ланцюжки включень сульфиду міді Cu_2S (рис. 4.11) розташовуються по границях зерен міді.

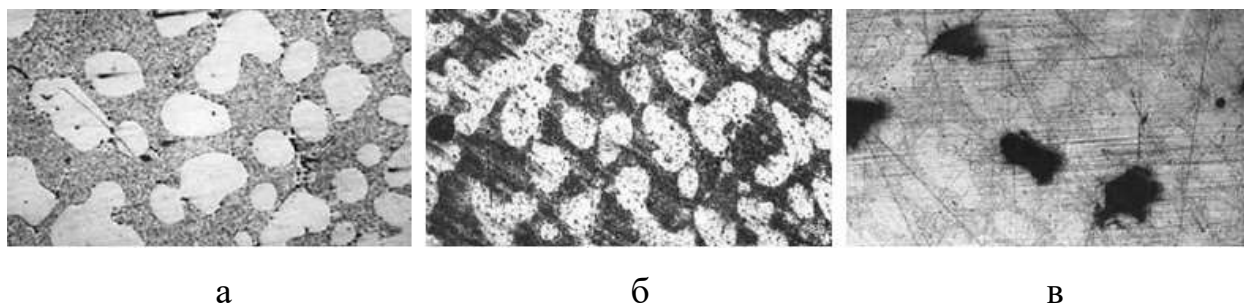


Рис. 4.11. Мікроструктура литої міді зі сталевими включеннями 09X18: а - зерна міді (світлі), евтектика $\text{Cu} + \text{Cu}_2\text{O}$, по границям зерен міді розташовуються включення Cu_2S (темні); б - після травлення 25% розчином $\text{Fe}(\text{NO}_3)_3$; в - розподіл включень в структурі після травлення, (х 100).

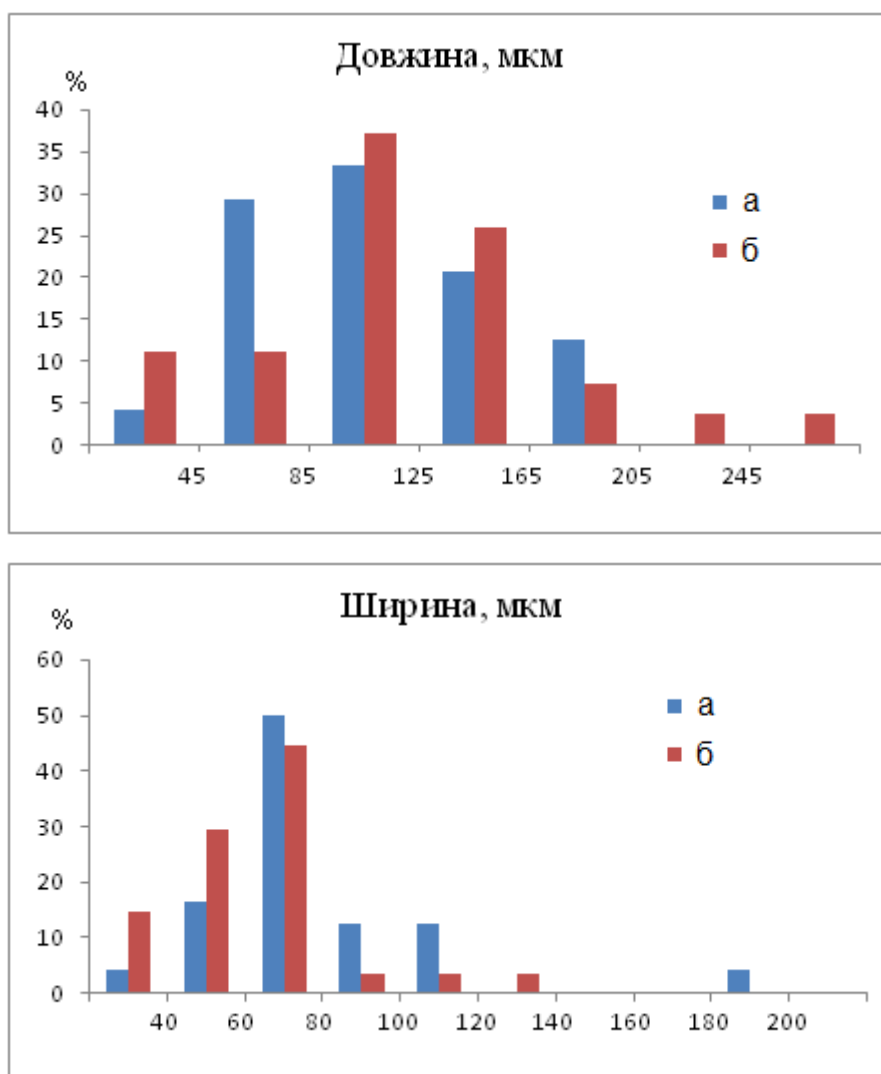
Спостерігається рівномірний розподіл введених сталевих частинок по всьому об'єму злитка міді. Більша їх кількість виявлено в донній області (1/3 частина злитка). На відстані 2 - 3 мм від бічних поверхонь злитка включень не виявлено, що свідчить про недостатнє перемішування розплаву біля стінок тиглю.

Від верхньої до донної частини злитку відбувається зміна форми та розмірів включень.

У верхній частині злитку частинки мають форму прямокутника або багатокутника. У середній частині та ближче до донної частини включення набувають більш округлої форми або овальної, що може бути свідченням їх підплавлення в розплаві за рахунок лазерного випромінювання.

Отже, введення металевих частинок в розплав міді в газопорошковому потоці під дією лазерного випромінювання методом заглиблення фурми дозволяє отримати композиційний злиток з рівномірно розподіленими сталевими включеннями.

Збільшення кількості частинок з більшою довжиною і шириною пов'язано, напевно, з великим їх підплавленням і злиттям декількох частинок в одну в донній частині злитка. Відповідно, співвідношення довжини до ширини (форм-фактор) і кількість частинок із більшою площею також збільшується в нижній частині злитка (рис. 4.12).



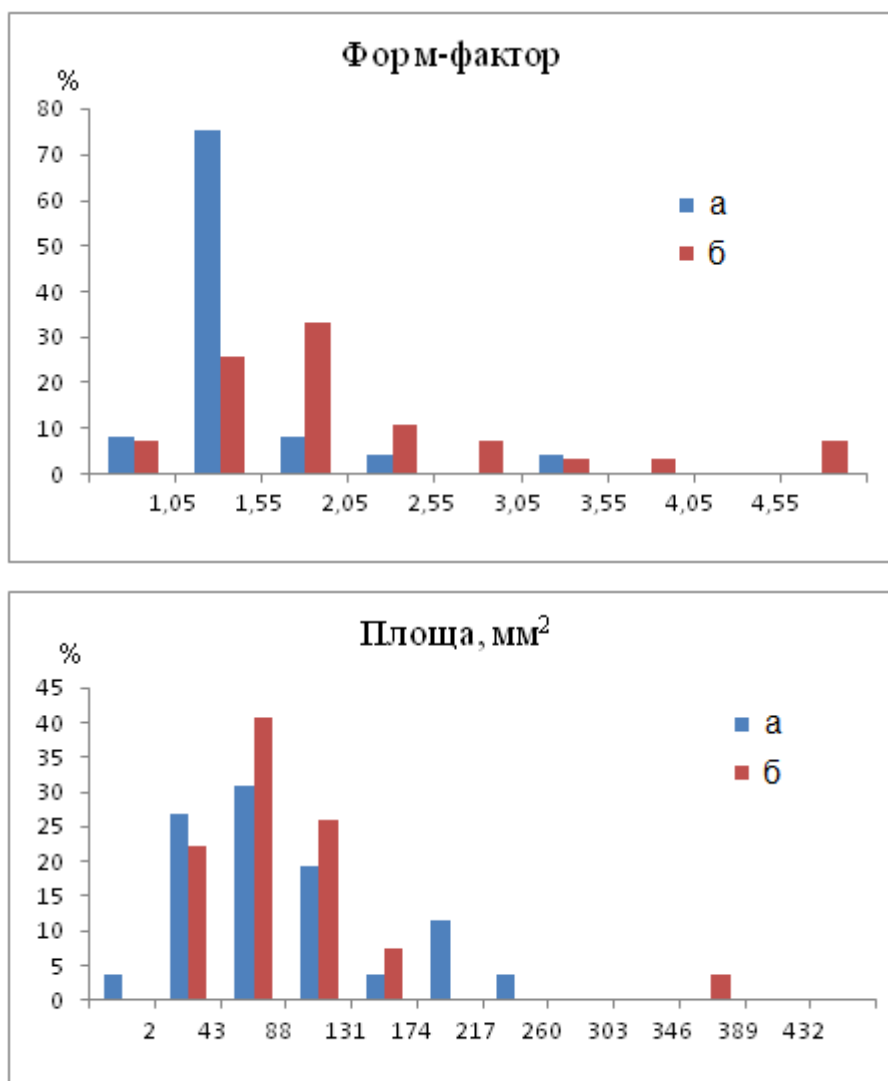


Рис. 4.12. Геометричні параметри сталевих включень 09X18, введених у розплав міді: а – у верхній частині; б – у донній частині злитку.

Для уникнення утворення небажаної фази закису міді у якості матричного матеріалу обрано бронзу ОЦС 3-8-6. При введенні сталевих включень в розплав бронзи ОЦС 3-8-6 через заглиблену фурму в газопорошковому потоці під дією лазерного випромінюванням отримано найбільш рівномірний їх розподіл у злитку (рис. 4.13).

У верхній частині злитку спостерігаються частинки з найбільшою довжиною та шириною, при більшому заглибленні у розплав збільшується кількість частинок з меншою довжиною та шириною, також збільшується кількість включень, форм-фактор яких прямує до значення одиниці, тобто до округлої форми. Площа включень зменшується (рис. 4.14). Всі ці показники

свідчать про вплив лазерного випромінювання на частинки, їх підплавлення, а також інтенсифікацію масопереносних процесів у розплаві.

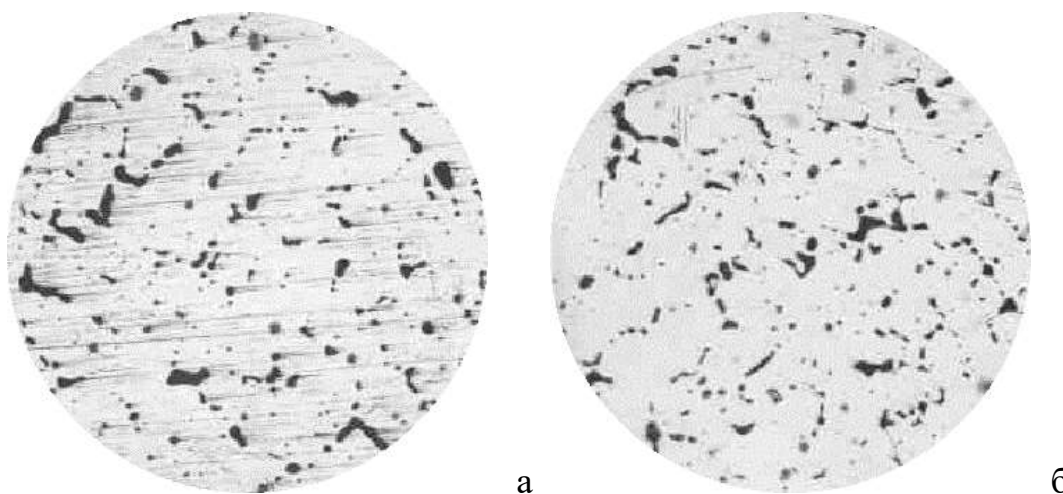
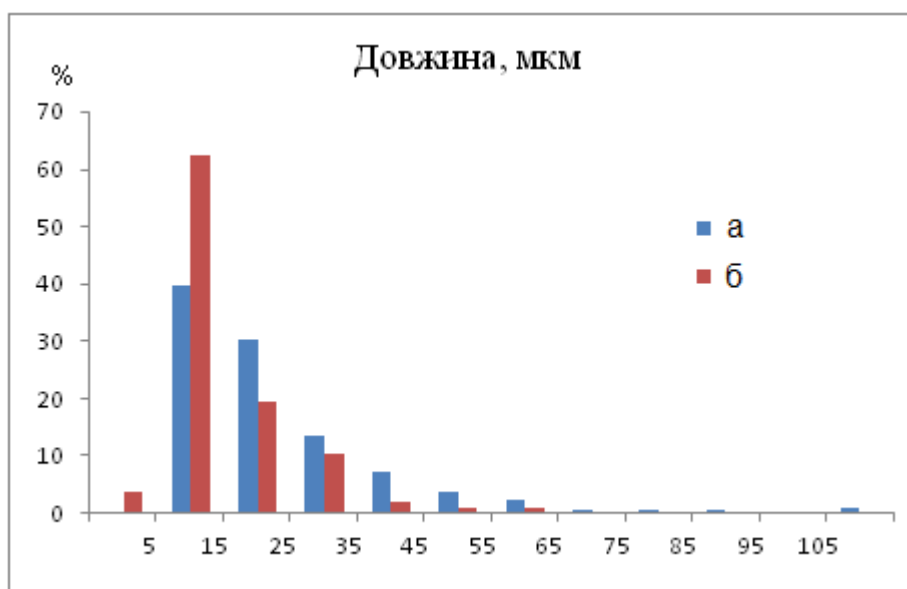


Рис. 4.13. Розподіл сталевих включень, введених в розплав бронзи ОЦС 3-8-6 через заглиблену фурму в газолазерному потоці: а - верхня частина злитка, б - донна частина злитка, (х 100).



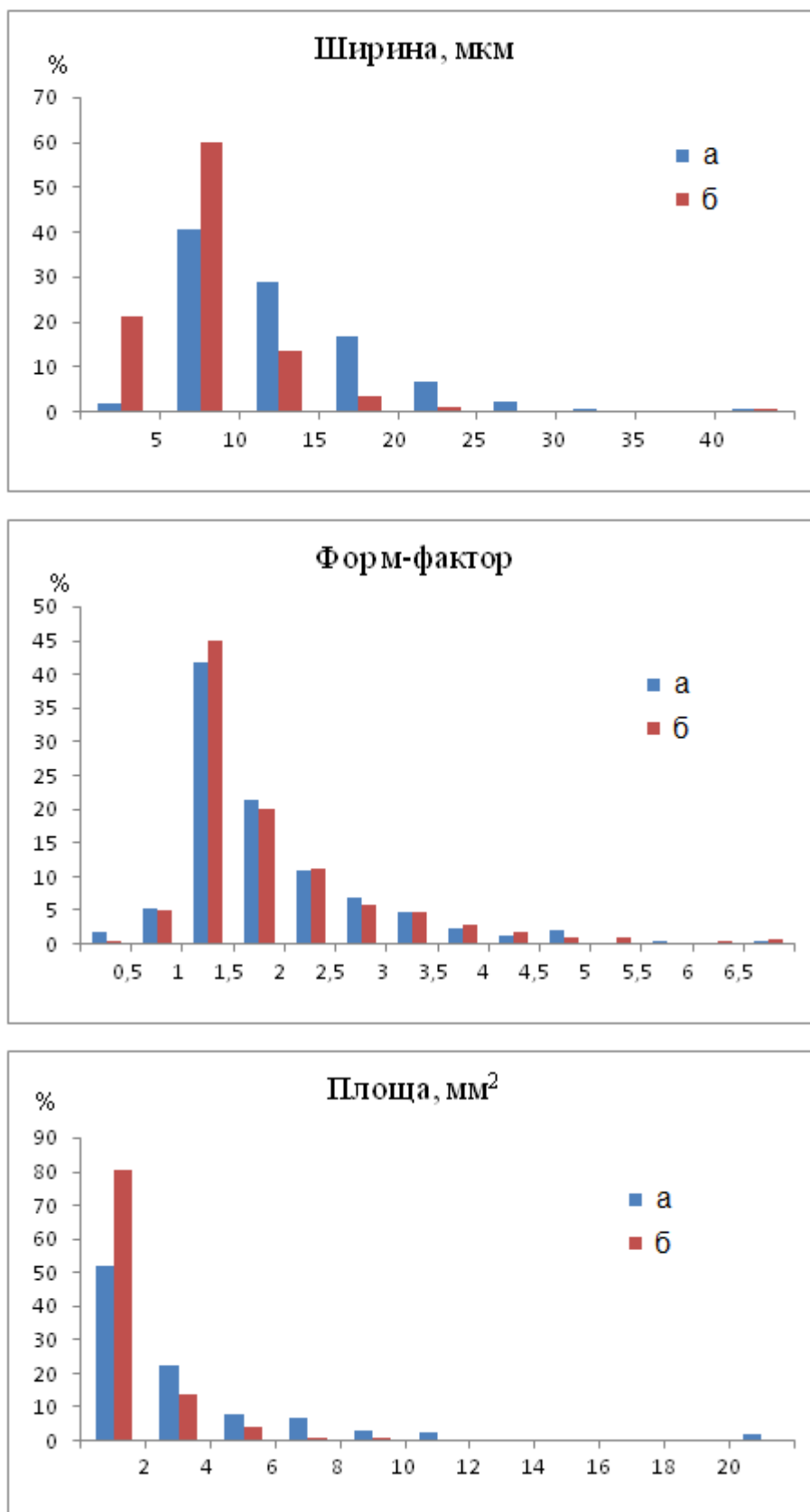


Рис. 4.14. Геометричні параметри сталевих включень 09X18, введених у розплав бронзи ОЦС 3-8-6 через заглиблену фурму: а - верхня частина злитка, б - донна частина злитка.

Таким чином при введенні металевих частинок зі сталі марки 09X18 (19% Cr, 1,1% C) в мідь і сплави на основі міді (бронза ОЦС 3-8-6) в газолазерному потоці шляхом заглиблення фурми в розплав отримано найбільш рівномірний розподіл включень по всьому об'єму злитків.

Визначено механічні та триботехнічні властивості отриманого композиційного матеріалу. Проведені заміри твердості досліджуваних матеріалів: литої бронзи ОЦС 3-8-6, литої сталі 09X18 та композиту на їх основі (табл.4.1). Виміри показали, що значення твердості отриманого композиту перевищує твердість сталі марки 09X18 у 1,2 рази та у 2,6 разів перевищує значення твердості бронзи ОЦС 3-8-6.

Таблиця 4.1. Значення твердості вихідних матеріалів та композита на їх основі.

Твердість , HV		
Сталь (18 % Cr)	Бронза ОЦС 3-8-6	Композит бронза-сталь
230	107	280

Проведені випробування композиційних зразків на зношування в режимі сухого тертя зі швидкістю 20 мм/с. Обрані наступні величини навантаження: 5,1; 10,7; 15,3 МПа. Порівняльний аналіз зношування композиту та матричних матеріалів (бронзи ОЦС 3-8-6 і литої сталі 09X18) представлено в таблиці 4.2. Для зразка зі сталі отримані найбільші значення періоду обкатування та зносу. Встановлено, що даний матеріал можна використовувати при навантаженнях не більше, ніж 10,7 МПа. Зразки з литої бронзи ОЦС 3-8-6 можуть витримувати навантаження до 5,1 МПа. Понад ці значення вони втрачають свою геометричну форму. Зразки з композиційного матеріалу при навантаженні 5,1 МПа мають таку ж зношуваність, як і сталеві, однак, загальна втрата маси пари тертя композит-контртіло менше, ніж у пари сталь-контртіло за рахунок втрати маси контртіла. При збільшенні навантаження до 10,7 МПа втрати маси зразків композиту, контртіла та сумарної маси пари тертя зменшуються, що пояснюється мастильною дією бронзи. Із подальшим зростанням навантаження до 15,3 МПа втрати маси

композиційних зразків, контртіла та сумарної маси пари тертя зростають не значно, що свідчить про високу зносостійкість композиту.

Таблиця 4.2. Значення зносостійкості вихідних матеріалів та композита на їх основі.

Втрата маси при сухому терті після 8-ми годинного зношування, г				
Навантаження	Об'єкт зношування	Досліджуваний матеріал		
		Сталь 09X18	Бронза ОЦС 3-8-6	Композит бронза-сталь
P = 5,1 МПа	Контр тіло	0,035	0,017	0,025
	Дослідж. матеріал	0,05	0,16	0,05
	Пара тертя	0,085	0,177	0,075
P = 10,7 МПа	Контр тіло	0,05		0,01
	Дослідж. матеріал	0,075		0,015
	Пара тертя	0,125		0,025
P = 15,3 МПа	Контр тіло			0,013
	Дослідж. матеріал			0,02
	Пара тертя			0,033

Отриманий композитний матеріал має підвищену зносостійкість порівняно як з литою бронзою, так і литою сталлю 09X18.

ВИСНОВКИ ДО РОЗДІЛУ 4

1. Глибинна газолазерна обробка алюмінієвих розплавів сприяє інтенсифікації дифузійних і масопереносних процесів в рідкому металі, перерозподілу елементів у фазах, тим самим забезпечуючи структурно-фазові зміни в усьому об'ємі розплаву, що призводить до підвищення фізико-механічних властивостей сплаву.
2. Вплив лазерного випромінювання на композити, отримані способом механічного замішування частинок в розплав, забезпечує інтенсивне перемішування розплаву і зміну його структурного стану, впливає на стан міжфазних границь розплав - включень. Зміна стану поверхневого шару частинок знижує їх коалесценцію в розплаві та сприяє рівномірному розподілу в об'ємі.
3. При формуванні композиційних матеріалів з використанням незаглиблених фурм спостерігається нерівномірний розподіл включень в злитку через недостатнє перемішування розплаву в доній частині.
4. Введення металевих і неметалевих частинок в мідні і алюмінієві розплави через заглиблену фурму з використанням лазерного випромінювання забезпечує їх рівномірний розподіл в структурі сплаву.

ЗАГАЛЬНІ ВИСНОВКИ

1. На основі літературних даних встановлено, що дисперсійно – зміцнені композиційні матеріали мають ряд переваг у порівнянні з іншими композитами (волокнистими, шаруватими), такі як: можливість застосування широкої номенклатури матеріалів, які використовуються в якості основи та зміцнюючої фази; невеликий вміст дисперсної фази у матриці; ізотропія властивостей композиту; високі показники жароміцності та опору повзучості аж до температури плавлення матриці. Рідиннофазні методи отримання композитів мають перевагу над іншими методами з огляду на їх високу продуктивність, можливість механізації, отримання виробів складної конфігурації з мінімальною наступною обробкою або без неї з обмеженим силовим впливом на крихкі компоненти.

2. Дисперсійно – зміцнені литі композити з рівномірно розподіленою фазою у металевій матриці переважно отримувати на основі суспензійних та емульсійних розплавів.

3. Розроблено та досліджено конструкції лазерних фурм, які дозволяють формувати газопорошковий потік з перетяжкою як всередині фурми, так і на виході з неї. Для вивчення розподілу частинок у перерізі двофазного потоку запропоновано універсальний параметр стану газопорошкового потоку – миттєва об'ємна концентрація порошкового матеріалу. Виявлено, що при застосуванні фурм з односторонньою подачею порошку миттєва об'ємна концентрація частинок β_{ϕ} у перетяжці перевищує початкове значення $\beta_{\text{поч}}$ порошку ($\beta_{\phi} \geq \beta_{\text{поч}}$), який подається. Двостороння подача із закручуванням потоку сприяє кращому розпиленню порошку по поверхні розплаву, яка розташована перпендикулярно площині подачі порошку, при цьому спостерігається два пікових значень миттєвої об'ємної концентрації дисперсного матеріалу, які формуються після області перетяжки. При двосторонній подачі газопорошкового потоку із закручуванням або без нього $\beta_{\phi} < \beta_{\text{поч}}$.

4. Визначено зони підвищеної турбулентності газових потоків для розглянутих конструкцій фурм. Встановлено, що збільшення діаметру частинок порошку та їх густини призводить до збільшення кінетичної енергії турбулентних потоків.

5. На основі розробленої математичної моделі визначено вплив швидкості газопорошкового потоку на зміну форми та глибини газових каверн у рідині (розплавах) для різних конструкцій фурм. При значеннях швидкості потоку 5..25 м/с глибина каверн може змінюватися у межах 0,5..4 см. При зміні геометрії фурми шляхом її видовження із закручуванням потоку можна досягати швидкості потоку 200 м/с та глибини каверни 12 см.

6. Встановлено, що оптимальне значення заглиблення лазерних фурм у алюмінієві та мідні розплави становить 15 .. 20 мм. Нижче цієї межі утворюється широка каверна недостатньої глибини; заглиблення фурми понад 20 мм призводить до зменшення як глибини, так і ширини каверни.

7. Визначено, що введення металевих і неметалевих частинок з початковою швидкістю 15..25 м/с в сплави без заглиблення фурми забезпечує їх занурення до моменту досягнення ними швидкості осадження v_{oc} (або $v = 0$ у випадку наступного спливання частинок) на глибину не більше 4 мм. Тому для введення частинок у мідні сплави на більші глибини необхідно застосування методу заглиблення фурм у розплав.

8. Встановлено, що при формуванні суспензій/емульсій на основі алюмінієвих розплавів частинки осаджуються зі швидкістю 0,3..5,5 см/с, отже, для різних умов формування композиту можливо подавати частинки в газопорошковому потоці як на поверхню розплаву, так і за допомогою заглиблення фурми у розплав.

9. Доказано, що глибинна газолазерна обробка металевих розплавів на основі алюмінію та міді сприяє інтенсифікації дифузійних та масопереносних процесів у рідкому металі, перерозподілу елементів у фазах, що забезпечує структурно-фазові зміни у всьому об'ємі сплаву та призводить до підвищення його фізико-механічних властивостей.

10. Дія лазерного випромінювання на композити, отримані шляхом механічного замішування частинок у розплав, забезпечує інтенсивне перемішування розплаву та зміну його структурного стану, впливає на стан між фазних границь розплав – включення. Зміна стану поверхневого шару частинок знижує коалесценцію частинок у розплаві, сприяє їх рівномірному розподілу в об'ємі.

11. При застосуванні незаглиблених фурм спостерігається нерівномірний розподіл включень по глибині злитка з огляду на недостатнє перемішування розплаву у донній частині.

12. Формування композиційних матеріалів на основі мідних і алюмінієвих розплавів шляхом заглиблення фурми із застосуванням лазерного випромінювання забезпечує рівномірний розподіл металевих та неметалевих частинок у структурі сплаву.

СПИСОК ВИКОРИСТАНОЇ ЛІТЕРАТУРИ

1. Тялина Л. Н., Минаев А. М., Пручкин В. А. / Новые композиционные материалы, изд-во ГОУ ВПО ТГТУ, 2011
2. Металлы и сплавы. Справочник. Под редакцией Ю.П. Солнцева; НПО "Профессионал", НПО "Мир и семья"; Санкт-Петербург, 2003 г.
3. Шевченко А. А. Физикохимия и механика композиционных материалов: Учебное пособие для вузов. – СПб.: ЦОП «Профессия», 2010. – 224 с.
4. Кириевский Б. А., Котяков В. Н., Кораблин В. П., Юштейн И. И. Способ получения отливок, армированных упрочняющими волокнами. А. с. № 643231, В22 D 19/02 В22 D 27/02, 27.01.79.
5. Черный А.А., Черный В.А. Композиционные материалы в технике и перспективы их получения при производстве отливок: Учеб. пособие. Пенза: Изд-во Пенз. гос. ун-та, 2007. – 60 с.
6. Композиционные материалы: Справочник / Под ред. Д. М. Карпиноса. - Киев: Наукова думка, 1985. С.373 – 474.
7. Гладковский С. В., Трунина Т. А., Коковихин Е. А., Смирнова С. В. Способ получения листового боралюминиевого композита. Патент на изобретение RU № 2465094, МПК В22F3/14, С22С1/05, В22F3/18.
8. Гостищев В. В., Бутуханов В. Л., Хромцова Е. В. Способ получения металлоборидных композиционных порошков молибдена или вольфрама. Патент на изобретение RU № 2455377. 2012, МПК С22С1/05, С22С29/14, В22F9/24.
9. Николенко С.В., Верхотуров А.Д., Гостищев В.В. Способ получения композиционного материала из вольфрамсодержащего минерального сырья. Патент 2098233 РФ. 1997.
10. Кудинов В.В., Калита В.И., Доржиев В.Б. Способ получения композиционного материала. А.с. №1785283.

11. Кудинов В.В., Калита В.И., Кочоков С., Способ получения полуфабрикатов композиционного материала на основе металла, армированного волокнами. А.с. №1691415.

12. Шоршоров М.Х., Калита В.И.И, Верховский Л.А. Способ получения композиционного материала. А.с. № 216896, 1985.

13. Шоршоров М.Х., Арефьев Б.А., Калита В.И., Мебель В.С. Ушаков В.К. Сибилев Н.П. Шишин В.М. Селиверстов В.Н. Способ получения волокнистых композиционных материалов. А.с. №999634

14. Shao I., Vereecken P. M., Chien C. L. et al. Synthesis and characterization of particle-reinforced // J. Mater. Res. 2002. Vol. 17. P. 1412–1418.

15. Angerer P., Simunkova H., Schafner E. et al. Structure and texture of electrochemically prepared nickel layers with co-deposited zirconia nanoparticles // Surf. Coat. Technol. 2009. Vol. 203. P. 1438–1443.

16. Степанова Л. И., Мозолевская (Свиридова) Т. В., Бодрых Т. И. Электрохимические методы получения и свойства композитных пленок $\text{Ni-MoO}_3(\text{WO}_3)$ // В кн. Химические проблемы создания новых материалов. Под ред. О. А. Ивашкевича. Вып. 2. Мн: БГУ. 2003. С. 122–134.

17. Свиридова Т. В., Степанова Л. И., Казаченко В. П. // Весці НАНБ. Сер. хім. навук. 2005. № 2. С. 51–60.

18. Zimmerman A. F., Palumbo G., Aust K. T., Erb U. Mechanical properties of nickel silicon carbide nanocomposites // Mater. Sci. Eng. A Struct. Mater., 2002. Vol. 328. P. 137–146.

19. Shrestha N. K., Sakurada K., Masuko M., Saji T. Composite coatings of nickel and ceramic particles prepared in two steps // Surf. Coat. Technol. 2001. Vol. 140. P. 175–181.

20. Нетеса И. В., Дудко Д. А., Максимович Б. И. и др. Способ износостойкой наплавки. А. с. 562393 СССР, МПК В 23 К9/04, В 22 D 19/08 – Заявл. 18.07.1975; Оpubл. 08.06.1977, Бюл. № 23.

21. Дудко Д. А., Зеленин В. И., Нетеса В. И., др. Новые износостойкие наплавочные композиционные сплавы // Износостойкие наплавочные материалы на основе тугоплавких соединений. – Киев: Наук. думка, 1977. – С. 3 – 5.

22. Быстров В. А., Быстров А. В., Дзодзиев Г. Т. И др. Исследование свойств композиционных сплавов на основе карбида титана // Свойства и испытания наплавленного металла. – Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 1979. – С. 131 – 135.

23. Боровикова М. С. Основные закономерности контактного взаимодействия тугоплавких боридов с некоторыми переходными металлами // Границы раздела фаз и их свойства. – Киев: ИПМ АН УССР, 1980. – С. 72 – 79.

24. Самсонов Г. В., Панасюк А. Д., Боровикова М. С. Взаимодействие тугоплавких боридов с жидкими металлами семейства железа // Порошковая металлургия. – 1973. - № 6. – С. 51 – 57.

25. Суховая Е. В. Квазикристаллические сплавы-наполнители для композиционных слоев, полученных методом печной наплавки // Автоматическая сварка. – 2014. - №1. – С. 24 – 28.

26. Данилов Л. И., Ровенских Ф. М. Наплавка деталей засыпных устройств доменных печей композиционным сплавом // Металлург. – 1979. – №1. – С. 12-15.

27. Сварка и свариваемые материалы: Справочник / Под ред. Волченко В.Н. – М., Металлургия, 1991. – Т.1. – 528 с.

28. Jing Yehua, Zhou rong, Lu Dehong, et al. Research on WC/cast iron Matrix surface-layer composites for slurry pump. Foundry, 2002, 51(3): 170-172. (In Chinese).

29. Hashim J, Looney L, Hashmi M S J. Particle distribution in cast metal matrix composites-Part I. Journal of Materials Processing Technology, 2002, 123(2):251-257.

30. Niu Libin, Xu Yunhua, Wu Hong. Study on in-situ WC particles/tungsten wire reinforced iron matrix composites under electromagnetic field. China foundry, 2010, 7(2):158-162.

31. Zhong Lisheng, Xu Yunhua, Li Chengchen, et al. Infiltration casting and in-situ fabrication of tantalum carbide particulate-reinforced iron matrix composites. Journal of Composite Materials, 2011, 46(8): 895-901.

32. Masayuki Mizumoto, Toshihisa Murano, Akio Kagawa. Microstructure control of particle reinforced metal matrix composites fabricated by low-pressure infiltration process. Materials transactions, 2002, 43(10): 2622-2634.

33. Zhang Peng, Zeng Shaolian, Zhang Zhiguo, Li Wei. Microstructure and hardness of WC-Co particle reinforced iron matrix surface composite // China Foundry Research and Development/ Vol. 10. – No 6. - November 2013. P. 374 – 379.

34. Robert Mehrabian, Arlington; Merton C. Flemings Cambridge. Metal Composition and Methods for Preparing Liquid-Solid Alloy Metal Compositions and for Casting the Metal Compositions. Патент USA 3951651, кл.С 22 1/22, 1976.

35. Downing, James Herbert, Clarence; Kaiser, Robert Hamilton, Youngstown; N.Y. (V.St.A.). Rotierender Ruhrer zum Ruhrer einer Metallschmelze und seine Verwendung. Заявка DE 2511381, кл. С 21 С 7/00, 1976.

36. Чернышова Т. А., Кобелева Л. И., Копьев И. М., Еременко В. И., Панфилов А. В., Каллиопин И. К., Карагодов Ю. Д., Панфилов А. А. Композиционный материал на основе алюминиевого сплава и способ его получения. Патент RU2136774, кл.С 22 С 1/10, 21/00, 1998.

37. КАНГ Сук Бонг, Панфилов А.В., Каллиопин И.К., Корогодов Ю.Д., Гопиенко В.Г. Способ и устройство для получения литых композиционных материалов на основе алюминия. Патент на изобретение RU 2186867. 2002, C22C1/10, C22C21/00.

38. Затуловский С. С. Суспензионная разливка. – Киев: Наук. думка, 1981. - 260 с.

39. Liu Zxeng, Liu Xiaomei, Mao Weimin. Semi-solid A356 alloy for rheocasting prepared by a new process // China foundry Research and Development / Vol. 10. – No 3. - May 2013. P. 176 – 180.

40. Рейнталь Е. А., Бондарь Л. А. Моделирование процессов формирования суспензионных расплавов под воздействием лазерного излучения // Тезисы международной научно-технической конференции «Материалы и механизмы морского транспорта. Методы исследования и упрочнения. Технология производства». Украинский морской інститут. – Севастополь, 26-29 августа 2008. – С. 100-102.

41. Лихошва В. П., Найдек В. Л., Рейнталь Е. А., Шатрава А. П., Бондарь Л. А. Моделирование процессов формирования суспензионных расплавов // Процессы литья. – 2009. – №3. - С. 11-14.

42. Патон Б. Е. Плазменные технологии на рубеже веков // Автоматическая сварка. – 2000. - № 12. – С. 3-5

43. Кудинов В. В., Иванов В. М. Нанесение плазмой тугоплавких покрытий. – М.: Машиностроение, 1981. - 192 с.

44. Воздействие концентрированных потоков энергии на материалы / под ред. Н. Н. Рыкалина. – М.: Наука, 1985. – 246 с.

45. Жуков М. Ф., Козлов Н. П. и др. Приэлектродные процессы в дуговых разрядах – Новосибирск: Наука, 1982. – 157 с.

46. Энгельшт В. С., Асанов Д. С. и др. Математическое моделирование электрической дуги. – Фрунзе: Илим, 1983. – 363 с.

47. Коваленко В. С. Лазерная технология: нові досягнення // Вісник НАНУ. – 2000. – №1. – С. 11-22.

48. Новицький В. Г., Гаврилюк В. П., Шатрава О. П. та ін. Структура та трибологічні характеристики литого гетерогенного сплаву до і після лазерної обробки // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2011. – №1. – С. 87-93.

49. Новицкий В. Г., Гаврилюк В. П., Шатрава А. П., Панасенко Д. Д. Свойства литых гетерогенных Fe-Cr-Cu-C сплавов после лазерной обработки // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 2012. - №9. – С. 15-23.
50. Лихошва В. П., Марковский Е. А., Рейнталь Е. А. Лазерное облучение металлических расплавов // *Металл и литье Украины*. – 2007. – №11-12. – С. 24-26.
51. Лихошва В. П. Процессы взаимодействия лазерного излучения с дисперсными частицами в гетерогенных материалах: Дисс. докт. техн. наук: 05.03.07. – К. – 2005. – 450 с.
52. Дьюли У. Лазерная технология и анализ материалов. – М.: Мир, 1986. – 504 с.
53. Арутюнян Р. В., Баранов В. Ю., Большов Л. А. и др. Воздействие лазерного излучения на материалы. - М.: Наука, 1989. – 367 с.
54. Гвоздецкий В. С., Корчинский Г. М. и др. К расчету коэффициентов поглощения и отражения оптического пучка при лазерной обработке металлов // *Автоматическая сварка*. – 1987. – №1. – С. 70-71.
55. Веденов А. А., Гладуш Г. Г. Физические процессы при лазерной обработке материалов. – М.: Энергоатомиздат, 1985. – 208 с.
56. Шатрава А. П., Лихошва В. П., Рейнталь Е. А., Бондарь Л. А. Некоторые особенности прогнозирования параметров упрочненных слоев при лазерной обработке рабочих органов дробильно-размольных машин // *Материалы VII Международной научно-практической конференции «Литье-2011»*. – Запорожье, 2011. - Том 1.- С.219-220.
57. Savin V.V., Reintal E. A., Likhoshva V.P., Timoshenko A. N., Osadchy A.V., Savina L.A. Mathematical modelling of continuous laser welding and local heat treatment of welded pipes of stainless and heat-resistant chromium-nickel steels // *Beam Technologies and Laser Application*. - IOP Conf. Series: Journal of Physics: Conf. Series 1109 (2018) 012003 (8P) doi:10.1088/1742-6596/1109/1/012003.

58. Сом А.И. Новые плазмотроны для плазменно-порошковой наплавки // "Автоматическая сварка" - 1999. - №7. - стр.44-48

59. Dilthey U., Kabatnik I. Zentrale pulverzufuhr beim Plasma-Pulverauftragschweißen // schweissen & schneiden.- 1988.- №12.- S.766-771.

60. Гладкий П.В., Павленко А.В., Зельниченко А.Т. Математическое моделирование нагрева порошка в дуге при плазменной наплавке // Автоматическая сварка.- 1989.- №11.- С.17-21.

61. Livsey, Norman Barrie, Colne. Verfahren und Vorrichtung zur Aufbringung eines metallischen Überzuges auf einem metallischen Substrat. Патент DE 3011022, МПК С 23 с 1/00, 1980.

62. Сафронов А. Н., Забелин А. М. Способ газопорошковой лазерной наплавки с двухсопловой подачей порошка. Патент RU 2100479, МПК С 23 С 26/00, В 23К 26/00, 1997.

63. Столяров И. И., Бычков И. К., Середин В. Б. Сопло для лазерной обработки. Патент RU 2230640, кл. В 23 К 26/14, 2002.

64. Антонов А. Е., Балашов В. М., Коршок А. П., Никитина А. В. Сопло для лазерной обработки. Патент RU 2031764, МПК В 23 К 26/00, 1995.

65. Григорьянц А. Г. Основы лазерной обработки материалов. - М.: Машиностроение, 1989. - 302 с.

66. Цветное литье: Справочник / Н. М. Галдин, Д. Ф. Чернега, Д. Ф. Иванчук и др.; под общ. ред. Н. М. Галдина. – М.: Машиностроение, 1989. – 528 с.

67. Курдюмов А. В., Пикунов М. В., Чурсин В. М. Литейное производство цветных и редких металлов. 2-е изд. – М.: Metallurgiya, 1982. – 352 с.

68. Осинцев О. Е., Федоров В. Н. Медь и медные сплавы. Отечественные и зарубежные марки: Справочник. М.: Машиностроение, 2004. 336 с.

69. Орлов Н. Д., Чурсин В. М. Справочник литейщика. Фасонное литье из сплавов тяжелых цветных металлов. – М.: Машиностроение, 1971. – 256 с.

70. Гаршин А. П., Нилов А. С., Кулик В. И., Савич В. В., Дмитрович А. А., Сарока Д. И. Анализ современных фрикционных материалов для тормозных колодок в высоконагруженных автомобильных системах торможения // Сборник докладов 8-го Международного симпозиума «Порошковая металлургия: инженерия поверхности, новые порошковые композиционные материалы. Сварка». – Минск, 10-12 апреля 2013. – С. 56-72.

71. Лихошва В.П., Афтандіянц Є.Г., Рейнталь О.О., Надашкевич Р.С., Тимошенко А.М., Головка Л.Ф., Шатрава О.П. Спосіб отримання композиційних матеріалів. Патент на корисну модель UA № 72692, МПК C22C1/02 (2006.01), 2012.

72. Лихошва В. П., Афтандіянц Є. Г., Рейнталь О. О., Тимошенко А. М., Головка Л. Ф. Пристрій для отримання композиційних матеріалів. Патент на корисну модель UA № 81108, МПК B22D19/00, B22D19/14 (2006.01), 2013.

73. Лихошва В. П., Афтандіянц Є. Г., Рейнталь О. О., Тимошенко А. М., Головка Л. Ф. Спосіб отримання композиційних матеріалів. Патент на корисну модель UA № 82839, МПК B22D19/14 (2006.01), C22C1/02, 2013.

74. Лихошва В. П., Рейнталь Е. А., Кирчу Ф. И., Шатрава А. П., Бондарь Л. А., Тимошенко А. Н.. Моделирование газолазерных потоков при создании оборудования для нагревания дисперсных материалов // Металл и литье Украины. – 2009. - №№ 11, 12. – С. 77-81.

75. Лихошва В. П., Рейнталь Е. А. Фурмы для заглубления газолазерных и газопорошковых струй в жидкость // Тезисы международной научно-технической конференции «Перспективные материалы, покрытия и технологии. Предельные состояния элементов конструкций». – Севастополь, 25-28 августа 2010. – С.6 – 10.

76. Лихошва В. П., Афтандіянц Є. Г., Рейнталь О. О., Тимошенко А. М., Головка Л. Ф. Пристрій для лазерної обробки. Патент на корисну модель UA № 79754, МПК В23К 26/14 (2006.01), В22D19/00, 2013.

77. Fluent 6.2 User's Guide. - Fluent Inc., 2003. – 1823 p

78. Роуч П. Вычислительная гидродинамика. – М.: Мир, 1980. - 616 с.

79. Андерсон Д. Вычислительная гидромеханика и теплообмен / Д.Андерсон, Дж.Таннехилл, Р.Плетчер. – М.: Мир, 1990. - 725 с.

80. Fluent 6.2 User's Guide. Chapter 11: Modeling Turbulence. - Fluent Inc., 2003. – 80 p.

81. Романков П. Г., Курочкина М. И. Гидромеханические процессы химической технологии. Изд. 2-е, пер. и доп. 1., «Химия». Ленинград. 1974., 286 с.

82. Tomohiko Tanaka, John K. Eaton Classification of Turbulence Modification by Dispersed Spheres Using a Novel Dimensionless Number // Physical Review Letters 101, 114502 (2008).

83. Горбис З. Р. Теплообмен и гидромеханика дисперсных сквозных потоков. - М. : Энергия, 1970. – 424 с.

84. Найдек В.Л., Лихошва В.П., Рейнталь Е.А., Кирчу Ф.И., Шатрава А.П., Бондарь Л.А., Сердобольская В.П., Тимошенко А.Н. Распределение дисперсных частиц в двухфазном газолазерном потоке // Металл и литье Украины. – 2009. - №№ 11, 12. – С. – 4–7.

85. Рейнталь Е. А. Фокусировка газопорошковых потоков в лазерных фурмах / Тезисы международной научно-технической конференции «Перспективные материалы, покрытия и технологии. Предельные состояния элементов конструкций». 25-28 августа 2011, Севастополь. – С.49 – 52.

86. Лихошва В.П., Рейнталь Е.А., Бондарь Л.А., А.Н. Тимошенко, Угрин Л.Е. Воздействие газовых потоков, подаваемых с помощью фурмы, на жидкие среды // Процессы литья. – 2010.- № 6.- С.64-71.

87. Рейнталь Е. А., Лихошва В.П., Савин В.В., Бондарь Л.А, Тимошенко А.Н., Надашкевич Р.С. Изменение газовой каверны при

погружении фурм различных конструкций в жидкие среды // Процессы литья. – 2011.- № 3.- С.14-23

88. Лихошва В.П., Рейнталь Е.А., Бондарь Л.А. Воздействие заглубленного газового потока на металлические расплавы // Заготовительные производства в машиностроении. - 2014. – № 7. – С.3 – 6.

89. Рейнталь Е. А., Лихошва В. П., Бондарь Л. А. Оценка глубины формирования композиционного слоя на основе металлических суспензий / Тезисы международной научно-практической конференции-выставки «Литейное производство: технологии, материалы, оборудование, экономика и экология». 12-14 декабря 2011, Киев. – С.232 – 234.

90. Лихошва В.П., Рейнталь Е.А., Бондарь Л.А., Тимошенко А.Н. Моделирование динамики движения частицы на границе газ-жидкость и в жидких средах // «Процессы литья». – 2012. – №6. – С. 65-71.

91. Лихошва В.П., Тимошенко А.Н., Рейнталь Е.А., Бондарь Л.А. Форма свободной поверхности жидкости в реакторах смешения в условиях наложения механического и пневматического воздействия // Процессы литья. – 2012.- № 5.- С.25-32.

92. Лихошва В.П., Тимошенко А.Н., Рейнталь Е.А., Бондарь Л.А. Новые гибридные методы формирования суспензионных расплавов в литейном производстве с применением лазерной обработки // Заготовительные производства в машиностроении. - 2014. – № 3. – С.3 – 8.

93. Астафьева Л. Г., Пришивалко А. П., Лейко С. Т. Нагрев металлических частиц лазерным излучением // Физика и химия обработки материалов. 1991. №2. С. 64 – 69.

94. Бушма А. И., Кривцун И. В. Особенности нагрева мелкодисперсных керамических частиц лазерным излучением // Физика и химия обработки материалов. 1992. №2. С. 40 – 48.

95. Пришивалко А. П., Астафьева Л. Г., Лейко С. Т. Тепловое разрушение частиц алюминия излучением CO₂-лазера // Физика и химия обработки материалов. 1996. №6. С. 34 – 40.

96. Лихошва В. П., Найдек В. Л., Рейнталь Е.А., А. П.Шатрава, Л. А. Бондарь, С. С. Самотугин. Теплообмен в системе взаимодействия двухфазного газолазерного потока с мишенью // Процессы литья. – 2009. - №4. – С 63 – 68.
97. Коваленко В. С., Головки Л. Ф., Черненко В. С. Упрочнение и легирование деталей машин лучом лазера. - К.: Техника, 1990. – 192 с.
98. Лихошва В.П. Моделирование гидродинамических эффектов при лазерной обработке расплавов // Процессы литья.- 2005.- № 2. - С.26–32.
99. Кузиковский А.В. Динамика сферической частицы в мощном оптическом поле // Изв. ВУЗов. 1970. № 5. С.89-94.
100. Лихошва В. П. Процеси взаємодії лазерного випромінювання з дисперсними частками у гетерогенних матеріалах : дис. д-ра техн. наук: 05.03.07 / Національний технічний ун-т України "Київський політехнічний ін-т". - К., 2005.
101. Рейнталь О. О Лихошва В.П., Тимошенко А.Н., Клименко Л. М. Литі композиційні матеріали на основі мідних сплавів // Метал та лиття України. – 2020. - №3. – С. 30-35.

ДОДАТОК 1

Список публікацій здобувача за темою дисертації:

1. Лихошва В.П., Марковский Е.А., Рейнталь Е. А. Лазерное облучение металлических расплавов // Металл и литье Украины. – 2007. - № 11-12. – С. 24-26.
2. Лихошва В. П., Найдек В. Л., Рейнталь Е. А., Шатрава А. П., Бондарь Л. А. Моделирование процессов формирования суспензионных расплавов // Процессы литья. – 2009. – №3. - С. 11-14.
3. Лихошва В. П., Найдек В. Л., Рейнталь Е. А., Шатрава А. П., Бондарь Л. А., Самотугин С. С. Теплообмен в системе взаимодействия двухфазного газолазерного потока с мишенью // Процессы литья. – 2009. - №4. – С 63 – 68.
4. Найдек В. Л., Лихошва В. П., Рейнталь Е. А., Кирчу Ф. И., Шатрава А. П., Бондарь Л. А., Сердобольская В. П., Тимошенко А. Н. Распределение дисперсных частиц в двухфазном газолазерном потоке // Металл и литье Украины. – 2009. - №№ 11, 12. – С. 4-7.
5. Лихошва В. П., Рейнталь Е. А., Кирчу Ф. И., Шатрава А. П., Бондарь Л. А., Тимошенко А. Н. Моделирование газолазерных потоков при создании оборудования для нагревания дисперсных материалов // Металл и литье Украины. – 2009. - №№ 11, 12. – С. 77-81.
6. Лихошва В. П., Рейнталь Е. А., Бондарь Л. А., Тимошенко А. Н., Угрин Л. Е. Воздействие газовых потоков, подаваемых с помощью фурмы, на жидкие среды // Процессы литья. – 2010.- № 6.- С.64-71.
7. Рейнталь Е.А., Лихошва В.П., Савин В.В., Бондарь Л.А., Тимошенко А.Н., Надашкевич Р.С. Изменение газовой каверны при погружении фурм различных конструкций в жидкие среды // Процессы литья. – 2011.- № 3.- С.14-23.
8. Лихошва В.П., Тимошенко А.Н., Рейнталь Е.А., Бондарь Л.А. Форма свободной поверхности жидкости в реакторах смешения в

- условиях наложения механического и пневматического воздействия // Процессы литья. – 2012.- № 5.- С.25-32.
9. Лихошва В.П., Рейнталь Е.А., Бондарь Л.А, Тимошенко А.Н. Моделирование динамики движения частицы на границе газ-жидкость и в жидких средах // Процессы литья. – 2012. – №6. – С. 65-71.
 10. Лихошва В.П., Тимошенко А.Н., Рейнталь Е.А., Бондарь Л.А. Новые гибридные методы формирования суспензионных расплавов в литейном производстве с применением лазерной обработки // Заготовительные производства в машиностроении. - 2014. – № 3. – С.3 – 8.
 11. Лихошва В.П., Рейнталь Е.А., Бондарь Л.А. Воздействие заглубленного газового потока на металлические расплавы // Заготовительные производства в машиностроении. - 2014. – № 7. – С.3 – 6.
 12. Savin V.V., Reintal E. A., Likhoshva V.P., Timoshenko A. N., Osadchy A.V., Savina L.A. Mathematical modelling of continuous laser welding and local heat treatment of welded pipes of stainless and heat-resistant chromium-nickel steels // Beam Technologies and Laser Application. - IOP Conf. Series: Journal of Physics: Conf. Series 1109 (2018) 012003 (8P) doi:10.1088/1742-6596/1109/1/012003.
 13. Рейнталь О. О Лихошва В.П., Тимошенко А.Н., Клименко Л. М. Литі композиційні матеріали на основі мідних сплавів // Метал та лиття України. – 2020. - №3. – С. 30-35.
 14. Рейнталь Е. А., Бондарь Л. А. Моделирование процессов формирования суспензионных расплавов под воздействием лазерного излучения // Тезисы международной научно-технической конференции «Материалы и механизмы морского транспорта. Методы исследования и упрочнения. Технология производства». Украинский морской институт. – Севастополь, 26-29 августа 2008. – С. 100-102.

15. Лихошва В. П., Рейнталь Е. А. Фурмы для заглубления газолазерных и газопорошковых струй в жидкость // Тезисы международной научно-технической конференции «Перспективные материалы, покрытия и технологии. Предельные состояния элементов конструкций». – Севастополь, 25-28 августа 2010. – С.6 – 10.
16. Шатрава А. П., Лихошва В. П., Рейнталь Е. А., Бондарь Л. А. Некоторые особенности прогнозирования параметров упрочненных слоев при лазерной обработке рабочих органов дробильно-размольных машин // Материалы VII Международной научно-практической конференции «Литье-2011». – Запорожье, 2011. - Том 1.- С.219-220.
17. Рейнталь Е. А. Фокусировка газопорошковых потоков в лазерных фурмах // Тезисы международной научно-технической конференции «Перспективные материалы, покрытия и технологии. Предельные состояния элементов конструкций». – Севастополь, 25-28 августа 2011. – С. 49 – 52.
18. Рейнталь Е. А., Лихошва В. П., Бондарь Л. А. Оценка глубины формирования композиционного слоя на основе металлических суспензий // Тезисы международной научно-практической конференции-выставки «Литейное производство: технологии, материалы, оборудование, экономика и экология». – Киев, 12-14 декабря 2011. – С.232 – 234.
19. Лихошва В.П., Афтанділянц Є.Г., Рейнталь О.О., Надашкевич Р.С., Тимошенко А.М., Головка Л.Ф., Шатрава О.П. Спосіб отримання композиційних матеріалів. Патент на корисну модель UA № 72692, МПК C22C1/02 (2006.01), 2012.
20. Лихошва В. П., Афтанділянц Є. Г., Рейнталь О. О., Тимошенко А. М., Головка Л. Ф. Пристрій для лазерної обробки. Патент на корисну модель UA № 79754, МПК B23K 26/14 (2006.01), B22D19/00, 2013.
21. Лихошва В. П., Афтанділянц Є. Г., Рейнталь О. О., Тимошенко А. М., Головка Л. Ф. Пристрій для отримання композиційних матеріалів.

Патент на корисну модель UA № 81108, МПК B22D19/00, B22D19/14 (2006.01), 2013.

22. Лихошва В. П., Афтанділянц Є. Г., Рейнталь О. О., Тимошенко А. М., Головка Л. Ф. Спосіб отримання композиційних матеріалів. Патент на корисну модель UA № 82839, МПК B22D19/14 (2006.01), C22C1/02, 2013.

Апробація результатів дисертації.

Основні положення і результати дисертаційної роботи доповідалися на міжнародних науково-технічних конференціях: «Материалы и механизмы морского транспорта. Методы исследования и упрочнения. Технология производства» (Севастополь, 2008 р.); «Перспективные материалы, покрытия и технологии. Предельные состояния элементов конструкций» (Севастополь, 2010 р.); «Литье-2011» (Запоріжжя, 2011 р.); «Перспективные материалы, покрытия и технологии. Предельные состояния элементов конструкций» (Севастополь, 2011 р.); «Литейное производство: технологии, материалы, оборудование, экономика и экология» (Київ, 2011 р.).